



# Etude par émission acoustique de la plasticité et de l'endommagement de l'aluminium en fatigue oligocyclique

Wafa El Ben Rhouma May

## ► To cite this version:

Wafa El Ben Rhouma May. Etude par émission acoustique de la plasticité et de l'endommagement de l'aluminium en fatigue oligocyclique. Matériaux. INSA de Lyon, 2013. Français. NNT : 2013ISAL0164 . tel-01242550

**HAL Id: tel-01242550**

**<https://theses.hal.science/tel-01242550>**

Submitted on 13 Dec 2015

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

N° d'ordre 2013 ISAL 0164

Année 2013

Thèse

# Étude par émission acoustique de la plasticité et de l'endommagement de l'aluminium en fatigue oligocyclique

Présentée devant

L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

Pour obtenir

Le grade de Docteur

École doctorale

École Doctorale Matériaux de Lyon

Par

Wafa EL MAY née BEN RHOUMA

Soutenue le 12 Décembre 2013 devant la Commission d'examen

Jury MM.

A. Constantinescu	DR CNRS	(Président)
F. Chmelik	Professeur	(Rapporteur)
D. Bonamy	Physicien CEA et CNRS	(Rapporteur)
T. Richeton	CR CNRS	(Examineur)
S. Deschanel	MC	(Directrice de thèse)
J. Weiss	Professeur	(Directeur de thèse)

*Thèse préparée au laboratoire des MATériaux Ingénierie et Sciences de l'INSA de Lyon*



# **Remerciements**

Ce travail de thèse a été réalisé au sein de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon au laboratoire MATÉriaux, Ingénierie et Sciences (MATEIS) dans le cadre du projet EVOCRIT de l'Agence Nationale de la Recherche.

Je tiens dans un premier temps à remercier mes deux encadrants : Madame Stéphanie DESCHANEL et Monsieur Jérôme WEISS, pour leur disponibilité, pour leur rigueur et pour leurs précieux conseils tout au long de ce travail. J'espère avoir été à la hauteur de leurs attentes. Travailler à vos côtés a été extrêmement enrichissant.

Je tiens à remercier Monsieur Frantisek CHMELIK et Monsieur Daniel BONAMY, pour avoir accepté d'être les rapporteurs de ce travail.

Je remercie Monsieur Andrei CONSTANTINESCU et Monsieur Thiebaud RICHETON pour avoir accepté de participer à mon jury de thèse.

Ce travail n'aurait pas pu aboutir sans l'aide de nombreuses personnes. Que me pardonnent celles que j'oublie ici. Un grand merci à Nathalie GODIN, Jean-Yves BUFFIERE, Xavier KLEBER, Damien FABREGUE, Sophie CAZOTTE et Thomas MONNIER pour les discussions que nous avons eu et pour les réponses qu'ils m'ont fournies quand j'avais des questions.

J'ai pu travailler dans un cadre particulièrement agréable, grâce à l'ensemble des membres du laboratoire MATEIS. Je pense particulièrement à José, Nicolas, Kader, Fred, Christophe et Ilyes pour toute leur précieuse aide durant ma thèse et d'avoir répondu présents quand j'avais des urgences concernant mes manip.

Merci également du fond du cœur à Sandrine, Antonia, Concetta, Corinne, Florence et Frida, pour tout le travail que vous fournissez pour que le nôtre avance.

Merci à tous les "Djeuns", Elie, Thomas, Nicolas & Nicolas, Erembert, Aurélien, Emmanuel, Romain, Martin, Katia, Seydou, Nathalie, Anouk, Solène... Ceux que j'ai oublié de citer se reconnaîtront, ne m'en voulez pas SVP, merci pour votre aide, votre bonne humeur et pour toutes ces séances de rires et de sourires.

Merci à tous ceux qui ont contribué dans cette thèse, de près ou de loin et tous ceux que j'ai côtoyé durant ces années, vous êtes tous formidables, je quitte ce laboratoire, certes, plus riche scientifiquement grâce aux choses que j'ai pu apprendre avec vous, mais aussi riche de vous avoir connus et côtoyés.

Un immense merci à mon mari Mohamed qui m'a soutenue et aidée dans les périodes de doute. Mes dernières pensées iront vers ma grande famille. Je leur dédie ce mémoire.

À tous ceux qui m'aiment





# ***Étude par émission acoustique de la plasticité et de l'endommagement de l'aluminium en fatigue oligocyclique***

## **Résumé :**

Un suivi des processus microstructuraux prenant place au cours de la fatigue oligocyclique de l'aluminium pur est assuré par la technique d'émission acoustique (EA) par ces deux types : émission continue et discrète. Cette technique est intéressante car elle permet de suivre l'évolution dynamique de la structure tout le long de l'essai. Les différents stades du comportement macroscopique du matériau au cours des sollicitations cycliques sont clairement différenciés par l'activité acoustique. Nous distinguons cinq stades : écrouissage primaire, adoucissement primaire, écrouissage secondaire, adoucissement secondaire et rupture. Les trois premiers stades mettent en jeu des phénomènes microstructuraux liés à la plasticité du matériau tandis que des phénomènes relatifs à l'endommagement (micro et macro-fissuration) dominent les deux derniers stades. L'EA continue résulte de l'effet cumulatif de nombreux mouvements de dislocations de faible amplitude et décorrélés entre eux. Cette plasticité continue diminue au cours du 1er stade mais copie l'évolution de la réponse macroscopique de l'échantillon au cours des stades suivants. Ce comportement est lié aux structures de dislocations établies à travers les différents stades de fatigue. En revanche, l'EA de type discret enregistrée lors des trois premiers stades est associée à un autre type de plasticité : la plasticité intermittente, se manifestant à travers des mouvements coopératifs de grande ampleur, les avalanches de dislocations. Ces avalanches de dislocations génèrent des signaux acoustiques de tailles variables, distribuées en loi de puissance. La plasticité intermittente est alors invariante d'échelle tandis que la plasticité continue met en jeu des mouvements ayant une taille caractéristique. Nous mettons ainsi en évidence pour la première fois la coexistence de ces deux types de plasticité dans un matériau cubique à faces centrées (CFC), qui ne sont donc pas incompatibles.

Au cours des deux derniers stades de fatigue, les signaux acoustiques enregistrés se catégorisent également en deux groupes : l'un est caractérisé par des invariances d'échelle, l'autre associé à une taille caractéristique. La première catégorie comprend des signaux acoustiques indépendants, apparaissant aléatoirement au cours des cycles. Ces signaux sont générés par des phénomènes de microfissuration au sein du volume de l'échantillon (nucléation, percolation...). Le second groupe, réunit des signaux acoustiques générés quasiment au même niveau de contrainte sur plusieurs cycles successifs et ayant une signature acoustique quasi identique. Nous nommons ces signaux multiplets en référence à la sismologie. Nous émettons l'hypothèse que de tels multiplets d'EA sont la signature de la propagation, cycle après cycle, d'une fissure de fatigue dont la trace peut être vu post-mortem avec les stries de fatigue sur une surface de fracture, ou encore la signature de frottements entre les aspérités présentes de part et d'autre des lèvres de fissures.



# ***Plasticity and damage of pure aluminum during low cycle fatigue as revealed from acoustic emission***

## **Abstract:**

An analysis of microstructural processes taking place during low-cycle fatigue of pure aluminum is performed by the Acoustic Emission technique (AE) with its two types: continuous and discrete. The main interest of this technique is that it enables the following of the dynamic evolution of the microstructure during the fatigue test. We distinguished five fatigue stages: primary hardening, primary softening, secondary hardening, secondary softening and failure. The various stages of the material's macroscopic behavior during cyclic loading are clearly differentiated by the acoustic activity. During the first three stages, mainly microstructural phenomena related to plasticity of material are taking place, whereas damage (micro and macro-cracking) dominate the last two stages. The continuous AE results from the cumulative effect of many uncorrelated dislocations' movements of low amplitude. This continuous plasticity decreases during the 1st stage but reproduces the evolution of the macroscopic behavior of the sample during following stages. This behavior is related to the dislocation structure established during the various fatigue stages. On the other hand, the discrete AE recorded at the time of the first three stages is associated to another type of plasticity: intermittent plasticity. This plasticity is associated to co-operative dislocation movements of great amplitude; dislocation avalanches. These dislocation avalanches generate acoustic signals power law distributed in amplitude and energies. Intermittent plasticity is then scale invariant while continuous plasticity is associated to dislocation movements with a characteristic size. We highlight for the first time the coexistence of these two types of plasticity in FCC materials, which are therefore not incompatible.

During the last two stages of fatigue, the recorded acoustic signals are categorized in two groups: the first one is characterized by scale invariance whereas the other is associated to a characteristic size. The first category comprises independent acoustic signals, appearing randomly during cycles. These signals are generated by micro-cracking events within the volume of the sample (nucleation, percolation...). The second group contains acoustic signals generated almost at the same stress level during several successive cycles and having a nearly identical acoustic signature. We name these signals multiplets in reference to seismology. We put forth the hypothesis that such AE multiplets are the signature of fatigue crack propagation, one cycle after the other, whose trace can be observed post-mortem with fatigue striations on fracture surface, or a signature of frictions between the asperities present on both sides of the crack.



# **Sommaire**

<b>Préambule.....</b>	<b>13</b>
<b>Chapitre 1. Introduction bibliographique .....</b>	<b>17</b>
<b>1. La fatigue dans les matériaux cristallins.....</b>	<b>19</b>
1.1. Définitions et généralités.....	19
1.2. Un phénomène complexe .....	20
1.3. État de l'art .....	21
1.3.1. Études expérimentales de nature destructive .....	21
1.3.2. Exploitation des techniques de contrôle non destructif .....	21
<b>2. L'émission acoustique (EA) comme méthode d'investigation.....</b>	<b>22</b>
2.1. Définition.....	22
2.2. Facteurs engendrant de l'EA dans un matériau .....	23
2.3. Types d'EA .....	23
2.4. Paramètres d'une forme d'onde d'EA.....	25
<b>3. Les mécanismes de dislocations comme sources d'EA.....</b>	<b>26</b>
3.1. Etapes de création d'une ligne/boucle de dislocation.....	26
3.2. Les mécanismes de dislocations pouvant générer de l'activité acoustique discrète .....	27
3.2.1. Les empilements de dislocations.....	28
3.2.2. Les glissements croisés multiples (« multiple cross-glide »).....	29
3.3. Plasticité de l'aluminium suivie par EA .....	30
3.3.1. Traction monotone de l'aluminium couplée à l'EA .....	30
3.3.2. Fatigue cyclique de l'aluminium pur couplée à l'EA.....	32
<b>4. Notion de criticité .....</b>	<b>35</b>
4.1. Criticité auto-organisée (Self Organized Criticality (SOC))....	35
4.2. Distributions des données empiriques en lois de puissance .....	36
<b>5. Conclusions .....</b>	<b>38</b>
<b>Chapitre 2. Comportement mécanique de l'aluminium pur.....</b>	<b>41</b>
<b>1. Aluminium de pureté 99,95%.....</b>	<b>43</b>
1.1. Composition Chimique .....	43
1.2. Microstructure .....	43
1.3. Choix du matériau .....	44
<b>2. Essais mécaniques .....</b>	<b>44</b>
2.1. Machines utilisées .....	44
2.2. Géométrie des éprouvettes.....	47
2.2.1. Éprouvettes pour essais de traction .....	47
2.2.2. Éprouvettes pour essais de fatigue.....	48
2.3. Extensométrie .....	48
2.4. Résumé des essais .....	50

3.	Comportement mécanique de l'aluminium pur à 99,95% .....	51
3.1.	Essais de traction monotone .....	52
3.2.	Essais de fatigue cyclique à déformation imposée .....	54
3.3.	Essais de fatigue cyclique à contrainte imposée .....	58
4.	Conclusions .....	60
<b>Chapitre 3. Mécanismes de glissement, déformation cyclique et endommagement : Analyse microstructurale .....</b>		<b>63</b>
1.	Mécanismes de déformation plastique et endommagement .....	65
2.	Protocole expérimental .....	66
2.1.	Essais interrompus .....	66
2.2.	MEB .....	67
3.	Comportement cyclique de l'aluminium pur et mécanismes de déformation associés .....	67
3.1.	1 <sup>er</sup> stade : Ecrouissage primaire .....	69
3.2.	2 <sup>ème</sup> stade : Adoucissement primaire .....	71
3.3.	3 <sup>ème</sup> stade : Écrouissage secondaire .....	74
3.4.	4 <sup>ème</sup> stade : Adoucissement secondaire .....	75
3.5.	5 <sup>ème</sup> stade : Rupture .....	79
4.	Conclusions .....	81
<b>Chapitre 4. Émission acoustique : protocole expérimental et analyses préliminaires .....</b>		<b>83</b>
1.	Émission Acoustique (EA) : protocole expérimental .....	85
1.1.	Dispositifs d'acquisition .....	85
1.2.	Calibration .....	86
2.	Analyse préliminaire des signaux d'EA .....	89
2.1.	Analyse de corrélation .....	89
2.2.	Formes d'ondes (FO) .....	90
2.3.	Localisation de l'activité acoustique .....	95
3.	Conclusions .....	96
<b>Chapitre 5. Évolution de l'Émission Acoustique continue au cours de la fatigue de l'aluminium pur .....</b>		<b>99</b>
1.	Essais de traction monotone .....	101
2.	Essais de fatigue cyclique à déformation imposée .....	103
2.1.	Essais sur aluminium pur à 99,95% sans traitement thermique .....	103
2.1.1.	1 <sup>er</sup> stade : Ecrouissage primaire .....	107
2.1.2.	2 <sup>ème</sup> stade : Adoucissement primaire .....	107
2.1.3.	3 <sup>ème</sup> stade : Ecrouissage secondaire .....	107
2.1.4.	4 <sup>ème</sup> et 5 <sup>ème</sup> stades : Adoucissement secondaire et Rupture .....	108
2.2.	Essais sur aluminium pur à 99,95% traité thermiquement .....	108
3.	Essais à contrainte imposée .....	110

4.	Comparaisons avec de l'EA émise par d'autres matériaux ..	112
5.	Conclusions .....	115
<b>Chapitre 6. Évolution de l'Émission acoustique discrète.....</b>		<b>119</b>
1.	Essai de traction monotone.....	121
2.	Évolution de l'EA discrète au cours de la fatigue.....	123
2.1.	Essais sur aluminium pur à déformation imposée sans traitement thermique.....	123
2.2.	Essais sur aluminium pur traité thermiquement et essais à force imposée .....	128
2.3.	Conclusions .....	130
3.	Structure de l'EA discrète au sein du cycle de fatigue .....	131
3.1.	Essais sur aluminium pur à déformation imposée sans traitement thermique.....	131
3.2.	Essais sur aluminium pur traité thermiquement.....	133
3.3.	Essais à force imposée .....	135
4.	Discussions sur la plasticité de l'aluminium pur à travers l'évolution de son EA discrète.....	136
5.	Analyse de l'endommagement de l'aluminium pur à travers l'activité acoustique discrète .....	138
5.1.	Analyse des multiplets d'EA .....	139
5.1.1.	Cas de multiplets activés à contraintes positives .....	139
5.1.2.	Cas de multiplets activés à contraintes négatives .....	146
5.2.	Analyse de l'EA discrète non liée aux multiplets .....	152
6.	Analyse statistique de l'EA discrète ; distributions .....	154
6.1.	EA discrète due à la plasticité intermittente .....	155
6.2.	EA discrète due à l'endommagement du matériau.....	157
7.	Conclusions .....	159
<b>Conclusions et perspectives.....</b>		<b>161</b>
<b>Bibliographie.....</b>		<b>167</b>





## **Préambule**

La fatigue des matériaux est l'un des phénomènes les plus dangereux et pourtant l'un des moins compris. Ce phénomène est souvent observé à travers la rupture brutale de structures sous chargement cyclique alors qu'elles fonctionnent dans un régime sûr et apparemment permanent. Bien que ce domaine ait été largement étudié, aussi bien expérimentalement que théoriquement, on ne dispose pas encore de méthodes non-destructives ni d'indicateurs capables de prédire la rupture catastrophique provoquée par l'apparition d'une fissure macroscopique se propageant rapidement dans la structure. Par conséquent, il apparaît indispensable d'explorer de nouveaux moyens pour suivre les changements fondamentaux dans le développement de la fatigue à l'échelle microstructurale afin d'identifier des indicateurs prédictifs de la rupture.

Les méthodes d'évaluation non destructives par exemple, ont l'avantage de permettre la surveillance en continu d'une structure sous chargement. Ainsi, ces méthodes d'étude, permettant de suivre les évolutions de la microstructure des matériaux au cours de leur sollicitation, s'avèrent être intéressantes [1, 2, 3, 4]. Parmi les différentes méthodes de contrôle non destructif on peut citer les mesures ultrasonores et l'Émission Acoustique (EA), des méthodes exploitant toutes deux les propriétés de propagation des ondes dans le matériau mais de deux manières différentes. En effet, la première méthode consiste à émettre une onde élastique et analyser le signal récupéré, alors que la seconde consiste à enregistrer d'éventuelles ondes élastiques générées dans le matériau sollicité dues aux possibles changements microstructuraux.

L'objectif de ce projet est de caractériser les mécanismes précurseurs de la rupture en fatigue par EA. Pour cela, il est nécessaire d'identifier de nouvelles mesures macroscopiques qui mettent en évidence l'activité microscopique de différents types de défauts dans le but de détecter des précurseurs à la rupture. De nouvelles idées, ouvrant la voie au suivi des changements fondamentaux dans le micro-développement de la fatigue, ont été explorées. En nous attachant au contrôle des phénomènes collectifs à échelle microscopique, notre méthode comble l'écart entre l'apparente stabilisation de la réponse mécanique et l'évolution continue de l'endommagement.

Le sujet de cette thèse s'inscrit dans le cadre d'un projet de l'Agence Nationale de la Recherche (ANR) intitulé «Evolution de la criticité sous chargement cyclique comme indicateur de la fatigue» (EVOCRIT).

Notre sujet porte sur l'étude de la fatigue uniaxiale oligocyclique de l'aluminium (99,95%) couplée à l'EA (discrète et continue). Le but est de déterminer les précurseurs à l'endommagement à travers l'étude de la dynamique des phénomènes microstructuraux induits suite à la plastification du matériau au cours des différents stades de fatigue.

Pendant le présent manuscrit, nous envisageons la plasticité comme les phénomènes liées aux dislocations et nous nommons endommagement ce qui implique les phénomènes de microfissurations.

Dans le premier chapitre de cette thèse nous présentons tout d'abord l'état de l'art lié à la fatigue dans les matériaux cristallins d'une façon générale. Certaines méthodes utilisées pour l'étude du comportement de matériaux sollicités sous chargement cyclique sont également évoquées. Dans un second temps, après avoir présenté la technique d'EA, nous prenons le cas des mouvements de dislocations comme sources d'EA discrète et continue. Quelques études, portant sur ce type de mécanismes suivi par EA, sont analysées. Parmi ces études, certaines ont porté sur le comportement mécanique d'aluminiums purs.

Le second chapitre est dédié à l'étude macroscopique du comportement de l'aluminium pur. Nous détaillons, au cours de ce volet, les protocoles expérimentaux relatifs aux essais mécaniques conduits. En plus des essais cycliques, des essais monotones ont été effectués afin d'obtenir une idée plus précise sur le comportement monotone du matériau. Les essais cycliques ont été effectués à déformation ou force imposée. Nous présentons ensuite le comportement macroscopique du matériau obtenu au cours des différents modes de sollicitation (déformation ou force imposée), comparés aux résultats de la littérature.

Lors du troisième chapitre, nous illustrons les mécanismes relatifs à la plasticité et à l'endommagement du matériau par des analyses micrographiques obtenues au Microscope Electronique à Balayage. Ces observations sont complétées par des études bibliographiques sur un aluminium similaire.

Le quatrième chapitre présente le protocole expérimental de l'acquisition de l'EA. Nous exposons également la procédure suivie pour effectuer les analyses préliminaires qui se sont avérées nécessaires pour conduire l'étude.

Le cinquième volet de ce manuscrit est consacré à l'analyse de l'EA continue (son évolution au cours de l'essai et au sein du cycle). Le suivi de l'EA continue est effectué au cours des deux modes de chargement présentés au second chapitre (amplitude de déformation et de force imposée).

Le sixième chapitre se concentre sur l'étude de l'EA discrète. Le but est d'associer une éventuelle signature à chacun des mécanismes engendrés lors du chargement cyclique. Par analogie à la procédure d'analyse adoptée au précédent chapitre, l'analyse portera sur l'évolution au cours de l'essai et au sein du cycle. Un traitement statistique de l'EA discrète obtenue au cours du chargement cyclique du matériau est également conduit.

Finalement, une conclusion générale vient clôturer le manuscrit avec les perspectives en vue à l'issue de l'étude établie



# **Chapitre 1. Introduction bibliogra- phique**



# 1. La fatigue dans les matériaux cristallins

## 1.1. Définitions et généralités

La fatigue ou endommagement par fatigue est la sollicitation qui engendre la modification des propriétés des matériaux consécutive à l'application de cycles d'efforts dont la répétition peut conduire à la rupture. Le terme « fatigue » désigne donc la défaillance en service de la structure ou du matériau sollicité. Ainsi, on définit « l'endurance » comme étant la propriété de résister à la fatigue [5, 6, 7].

Théoriquement, l'endommagement par fatigue ne dépend que du nombre de cycles et non de la fréquence. Il est généralement convenu qu'une déformation plastique cyclique est un facteur décisif dans la progression de l'endommagement cumulé qui s'installe durant un chargement cyclique [8]. En effet, l'endommagement d'un métal est d'autant plus rapide que l'amplitude de déformation qui lui est appliquée est importante.

Il est également convenu qu'une structure sous chargement répétitif ne se comporte pas de façon identique à celle soumise à un chargement monotone. On peut assister à la ruine de la structure alors que les sollicitations qu'elle subit atteignent un niveau modeste par rapport à sa capacité de résistance statique ou monotone [9]. L'importance du risque de rupture par fatigue réside dans le fait qu'elles peuvent survenir d'une façon nette et brutale même si le phénomène qui leur est lié est un phénomène qui se développe lentement et progressivement dans le temps [8].

On parle souvent d'hystérésis ou boucles de contrainte-déformation pour décrire les cycles de chargement lors d'un essai de fatigue cyclique. Dans une hystérésis de contrainte-déformation (Figure 1.1), l'amplitude de déformation ( $\Delta\varepsilon$ ) peut être exprimée en fonction de la déformation élastique ( $\varepsilon_e$ ) et la déformation plastique ( $\varepsilon_p$ ) selon la relation suivante [8]:

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p = \frac{\Delta\sigma}{E} + \Delta\varepsilon_p \quad (1.1)$$

$\Delta\sigma$  est l'amplitude de contrainte et  $E$  est le module d'Young. La déformation élastique correspond au ratio de l'amplitude de contrainte et du module d'Young du matériau, selon la relation de Hooke. L'amplitude de déformation totale est mesurée, alors que l'amplitude de déformation plastique est déduite de l'équation (1.1).



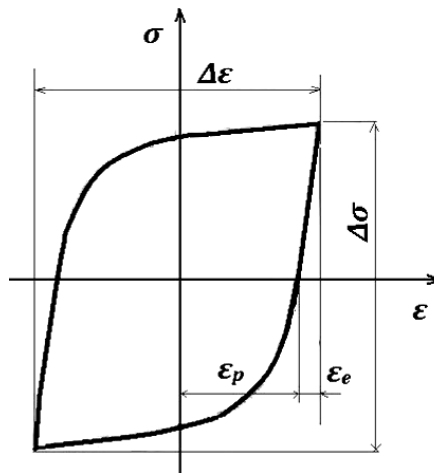


Figure 1.1. Boucle d'hystérésis de contrainte-déformation [8]

## 1.2. Un phénomène complexe

La fatigue des matériaux implique toute une hiérarchie de mécanismes et de structures allant des dislocations individuelles jusqu'aux fissures macroscopiques. En effet, certaines observations par Microscope Electronique à Transmission au cours de la fatigue de métaux montre le développement de structures de dislocation évolutives selon différents stades au cours des sollicitations [10, 11]. On cite à titre d'exemple les structures de dislocation comme les murs et les cellules qui se traduisent par un fort écrouissage durant les premiers cycles [12, 13].

Différents stades sont alors observés au cours de la fatigue de certains métaux tels que l'aluminium : on distingue l'accommodation, l'amorçage de fissures et finalement la propagation d'une fissure principale, qui pourrait elle-même naître de la percolation de plusieurs microfissures, jusqu'à la rupture [10, 8, 12, 13, 14].

Au cours de la fatigue oligocyclique (domaine à courte durée de vie), la déformation plastique joue un rôle essentiel. La déformation plastique cyclique et localisée favorise la formation des microfissures dans les sites d'initiation et la valeur de cette déformation dans la zone plastique à la pointe de la fissure détermine le comportement des macrofissures, du fait que, selon le cas, la fissure peut continuer à progresser ou s'arrêter [8].

Le stade d'accommodation consiste en l'adaptation de la structure du matériau à la contrainte (ou la déformation) qui lui est imposée. Les structures de dislocations, qui sont le résultat d'auto-organisations collectives, sont supposées être essentiellement stables au cours du stade d'accommodation. En outre, on considère que la déformation plastique s'effectue par glissement des dislocations dans les cellules et / ou le long des Bandes de Glissement Persistantes (BGP). Ces BGP sont considérés comme des précurseurs à

l'amorçage des fissures et donc à la rupture par fatigue. Il s'avère alors important de comprendre la dynamique des dislocations pendant la fatigue.

## 1.3. État de l'art

### 1.3.1. Études expérimentales de nature destructive

De nombreux travaux ont porté sur l'étude du comportement des métaux et alliages sous sollicitations cycliques, visant à comprendre les mécanismes microstructuraux à l'aide de plusieurs méthodes expérimentales.

Certains auteurs ont suivi les microstructures obtenues à l'issue de sollicitations cycliques à travers l'analyse des cycles contrainte-déformation. Par exemple, la nature du matériau (ductile/ fragile) peut être déduite de l'analyse de la forme des hystérésis, ou encore, la courbe d'écrouissage cyclique peut être déterminée des valeurs extrêmes d'hystérésis stabilisées au cours des cycles de chargement.

De nombreuses études du comportement sous chargement cyclique ont été menées, à titre d'exemples, sur le cuivre [15, 16, 17, 18, 19, 20] ou sur l'aluminium [12, 13, 21, 22]. Ces études ont été complétées par des observations par Microscopie Electronique à Transmission (MET) afin d'étudier l'évolution des structures de dislocations établies.

Toutefois, si les travaux au MET ont été nécessaires pour comprendre les mécanismes microscopiques élémentaires, des analyses additionnelles se sont avérées essentielles à la compréhension du comportement global des défauts comme la dynamique des dislocations par exemple. Certains auteurs ont en effet choisi d'explorer de nouvelles techniques pour contribuer aux connaissances du comportement en fatigue des matériaux, tel que les techniques de contrôle non destructif.

### 1.3.2. Exploitation des techniques de contrôle non destructif

Des études de fatigue couplée à des mesures du frottement interne ou d'atténuation d'ondes ultrasonores dans les matériaux purs ont permis d'observer de plus près les mécanismes fondamentaux mis en jeu ainsi que leurs dynamiques. Ces études ont permis de déterminer les configurations de dislocations résultant de la déformation cyclique. Dans le cas de la fatigue de l'aluminium pur, il a été établi que les variations de l'énergie relative dissipée [1] et de l'atténuation ultrasonore [23, 24] étaient fortement reliées aux différents changements internes que subissait le matériau au cours de sa sollicitation.

Dans d'autres études, le suivi de l'EA a permis d'étudier la dynamique des phénomènes

microstructuraux, tels que les dislocations, induite lors du chargement cyclique de certains matériaux purs [25]. Ce type de suivi a permis également d'associer une signature acoustique aux transformations de phase induites par la déformation plastique du matériau tel que les transformations martensitiques dans le cas des alliages. Des analyses statistiques des données obtenues lors du suivi des transformations de phase ont été effectuées en vue d'étudier les phénomènes précurseurs à la fatigue de ce type de matériaux [26, 27, 28, 29].

## **2. L'émission acoustique (EA) comme méthode d'investigation**

L'intérêt de la technique d'EA réside dans le fait que c'est une technique de contrôle non destructif qui permet de suivre in situ et en temps réel tout type de déformation inélastique brutale et localisée (endommagement, maclage, changements de phase, mouvements collectifs de dislocations,...). Grâce à cette technique, il est possible de détecter un événement de déformation inélastique, le localiser et éventuellement évaluer sa gravité [30] en effectuant une analyse adéquate du signal. Elle est ainsi considérée comme une technique expérimentale prometteuse pour explorer la complexité dans la dynamique des dislocations [31].

### **2.1. Définition**

La norme NF A 09-350 définit l'émission acoustique comme « un phénomène de libération d'énergie sous forme d'ondes élastiques transitoires au sein d'un matériau soumis à sollicitation ». Cette libération d'énergie résulte de modifications microstructurales par un réarrangement de la matière [32, 33]. L'intensité de cette onde élastique est généralement très faible. C'est pour cela que l'on utilise des capteurs piézoélectriques de haute sensibilité pour détecter ce type d'onde [33]. Une libération d'énergie suffisante peut produire un son audible tel que les cassures de brindilles, pierres ou les ossements [32].

Ces ondes élastiques sont utilisées de façon non destructive mais aussi pour caractériser les matériaux, surveiller les structures en fonctionnement. L'activité acoustique est analogue à l'activité sismique, révélatrice de ruptures locales de l'écorce terrestre par suite d'accumulation de contraintes finissant par dépasser la résistance du matériau. [34]

Dans les matériaux solides, des ondes d'EA peuvent être générées suite aux changements locaux de la déformation inélastique [35]. Dans le cas de fatigue des métaux, les sources de ces ondes peuvent être la nucléation des fissures, leur propagation, le maclage ou bien les mouvements de dislocations [36, 26]. Dès que ces ondes atteignent la surface

du matériau, il est possible de les détecter voire même en localiser le foyer.

## 2.2. Facteurs engendrant de l'EA dans un matériau

L'EA résulte de l'action d'une sollicitation sur un matériau. Par suite, différents facteurs influencent l'émissivité d'une structure. Certains facteurs sont dus aux propriétés intrinsèques du matériau lui-même telle que sa structure cristallographique, la taille de grains, isotropie, pureté etc. D'autres facteurs sont associés aux conditions de sollicitation telle que la vitesse de chargement, la température de l'essai, l'histoire antérieure du matériau (s'il est pré-fatigué, écroui ou recuit, par exemple). [34].

Les mécanismes induits lors du chargement peuvent engendrer également de l'activité acoustique dans un matériau sous sollicitation. Ainsi, certains mécanismes tels que les macles, le clivage, les transformations de phases et la propagation de fissures sont des sources potentielles de l'activité acoustique [37].

## 2.3. Types d'EA

La chaîne d'acquisition d'EA est présentée sur le schéma de la Figure 1.2, elle se constitue d'un capteur piézoélectrique relié au logiciel d'acquisition en passant par un préamplificateur. En effet, l'endommagement dans un matériau génère une onde acoustique lorsque ce dernier est sollicité. Un capteur piézoélectrique couplé convenablement à la surface de l'échantillon est susceptible de transformer cette onde émise et de l'envoyer sous forme de signal électrique vers le système d'acquisition en passant par un préamplificateur. Le système d'acquisition enregistre les informations relatives à l'activité acoustique détectée au cours du chargement qui seront analysées par la suite.

On distingue deux types d'EA: l'EA discrète (ou EA par salve) et l'EA continue. L'EA discrète est généralement associée à des mécanismes très énergétiques tels que ceux liés aux fissures (amorçage, propagation, etc....). L'EA continue s'apparente à un fort bruit de fond en raison de la juxtaposition voire même du chevauchement de plusieurs salves.

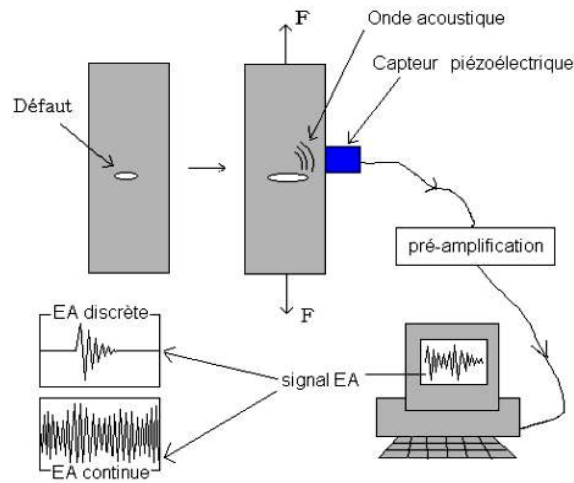


Figure 1.2. Schéma de la chaîne d'acquisition d'EA, de la création de l'onde mécanique à la visualisation du signal EA [38]

Le signal issu de l'EA discrète se présente sous forme d'ondes sinusoïdales amorties (Figure 1.3), désignées également sous le terme de salves ou événements acoustiques. Ces signaux sont généralement de forte énergie et de courte durée (comparée à l'EA continue), ils peuvent correspondre à des mouvements collectifs rapides de dislocations (on parle souvent d'avalanches de dislocations), des microfissurations, des transformations de phases etc. Chaque signal d'EA enregistré est défini par rapport à un seuil d'acquisition en amplitude au-dessous duquel on considère toute activité comme du bruit. En d'autres termes, les signaux sont ceux qui dépassent ce seuil [30].

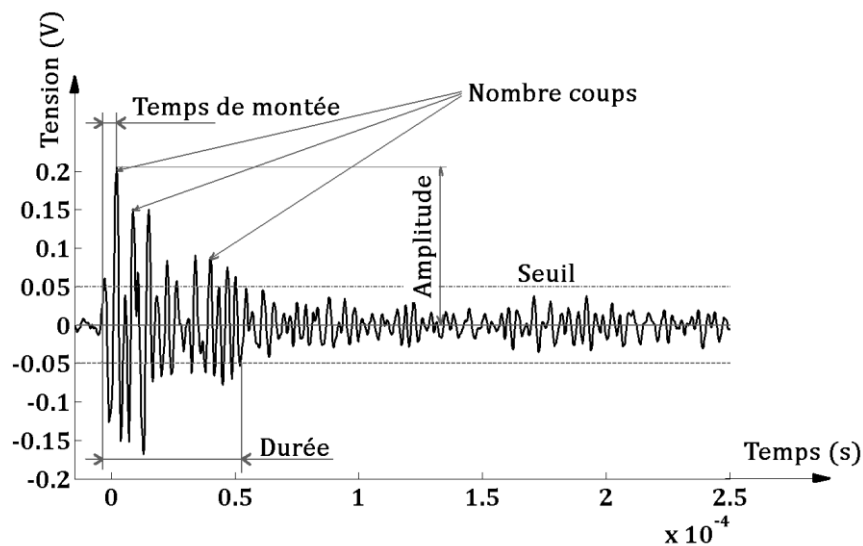


Figure 1.3. Forme d'onde d'un signal d'EA

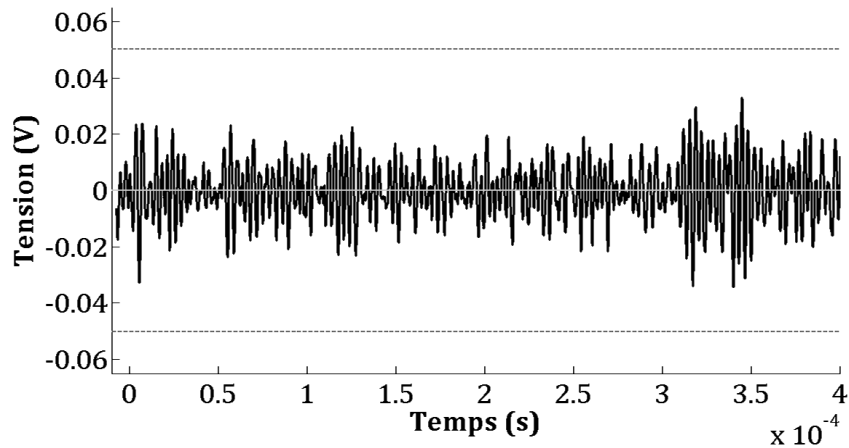


Figure 1.4. Forme d'un extrait de signal d'EA continue

L'émission dite continue est un ensemble d'émissions discrètes dont les salves sont rapprochées et ne peuvent pas être séparées les unes des autres et dont l'amplitude reste faible par rapport aux signaux d'EA discrète (Figure 1.4). C'est un signal pseudo-stationnaire qui est enregistré indépendamment du seuil d'acquisition [3]. Ce type d'EA est principalement lié aux phénomènes de déformations plastiques de métaux purs ou de solutions solides [30, 3, 2]. En d'autres termes, ce type d'émission correspond à l'augmentation d'un bruit de fond associé, par exemple, à des mouvements des dislocations décorrélés dans un métal. Les études d'EA, associées à la déformation plastique des métaux purs C.F.C., tels que l'aluminium et le cuivre, ont montré que la source de l'EA continue est souvent le mouvement des dislocations [33, 39, 40, 41, 42, 4, 43].

## 2.4. Paramètres d'une forme d'onde d'EA

Pour chaque signal d'EA discrète (Figure 1.3), plusieurs paramètres sont enregistrés :

- le temps de montée (s) : temps qui sépare le premier dépassement de seuil et l'amplitude crête du signal.
- le nombre de coups : nombre de franchissement de seuil par le signal sur toute sa durée.
- l'amplitude (dB ou V) : amplitude maximale du signal, pouvant varier entre 0 et 80 dB, elle est calculée selon l'équation :

$$A(dB) = 20 \log_{10} \left( V_s / V_{ref} \right) - G_{préampli}(dB)$$

avec  $V_{ref}=1\mu V$  et  $G_{préampli}$  le gain du préamplificateur exprimé en dB. Par la suite, on refait la conversion dB  $\rightarrow$  V est à nouveau effectué et les résultats sont présentés en V.

- la durée (s) : temps séparant le premier et le dernier dépassement de seuil.
- l'énergie (aJ) : l'énergie du signal, une intégration du signal au carré sur la durée.
- La fréquence (Hz) : nombre de coups divisé par la durée du signal.
- le nombre de coups au pic : nombre de franchissement de seuil entre le premier dépassement de seuil et l'arche d'amplitude maximale.
- La RMS (Root Mean Square) : en génie électrique, terme définissant une mesure d'une tension continuellement variable (dans notre cas, la tension du signal acoustique). Elle est définie comme une moyenne du signal acoustique sur le temps et mesurée en volts.

Les différents paramètres de l'EA continue que l'on étudie sont généralement l'énergie et la RMS (on ne parle plus d'amplitude ni de durée pour ce type d'EA). Ils sont calculés de la même façon que ceux de l'EA discrète. Toutefois, la fenêtre temporelle utilisée pour calculer les paramètres de l'EA discrète est la durée de la salve, tandis que pour l'EA continue, cette fenêtre temporelle est préalablement fixée par l'utilisateur (selon une fréquence d'échantillonnage, ici elle est de 100 Hz) et est glissante sur le temps de l'essai.

### 3. Les mécanismes de dislocations comme sources d'EA

Selon le matériau et la nature de la sollicitation qui lui est appliquée, plusieurs mécanismes peuvent être mis en jeu ce qui peut engendrer de l'activité acoustique, les mouvements de dislocations en sont un exemple.

#### 3.1. Etapes de création d'une ligne/boucle de dislocation

Les mouvements de dislocations réels ne sont purement pas rectilignes. En effet, on parle souvent de création et extension de «boucle de dislocations» du fait que les dislocations se courbent dans un cristal. Les phénomènes liés au piégeage-dépiégeage des dislocations sont à l'origine de cette constatation. Sous l'action d'une contrainte appliquée, un segment de dislocation, ancré entre deux défauts ponctuels par exemple (Figure 1.5), s'incurve (Figure 1.5-(0)). Les ancrages dans ce cas sont considérés de faible résistance, les aires balayées au cours des balayages successifs sont faibles. En continuant à se courber sous l'application de la contrainte croissante, la boucle de dislocation atteint une configuration de demi-cercle fortement instable, point critique qui correspond à la courbure maximale du segment (Figure 1.5-(1)). Ce second stade correspond à une instabilité lors

de laquelle l'aire balayée par le mouvement est importante comparée aux instabilités évoquées précédemment. Dépassé cette configuration, la courbure de la boucle commence à diminuer et les segments de dislocation en vis-à-vis s'attirent (Figure 1.5-(1')) jusqu'à s'annihiler mutuellement conduisant à la fermeture de la boucle et donnant naissance à un deuxième segment. Une nouvelle boucle de dislocation se crée à l'issue de cette dernière étape tandis que la boucle déjà formée entame un stade d'extension (Figure 1.5-(2-3)). À ce niveau, les franchissements d'obstacles par cette dislocation se manifestent par la mise en œuvre de plusieurs sauts de faible intensité. Par conséquent, l'aire balayée peut être similaire à celle du second stade à cause du grand nombre de mouvements mis en œuvre. [25, 44]

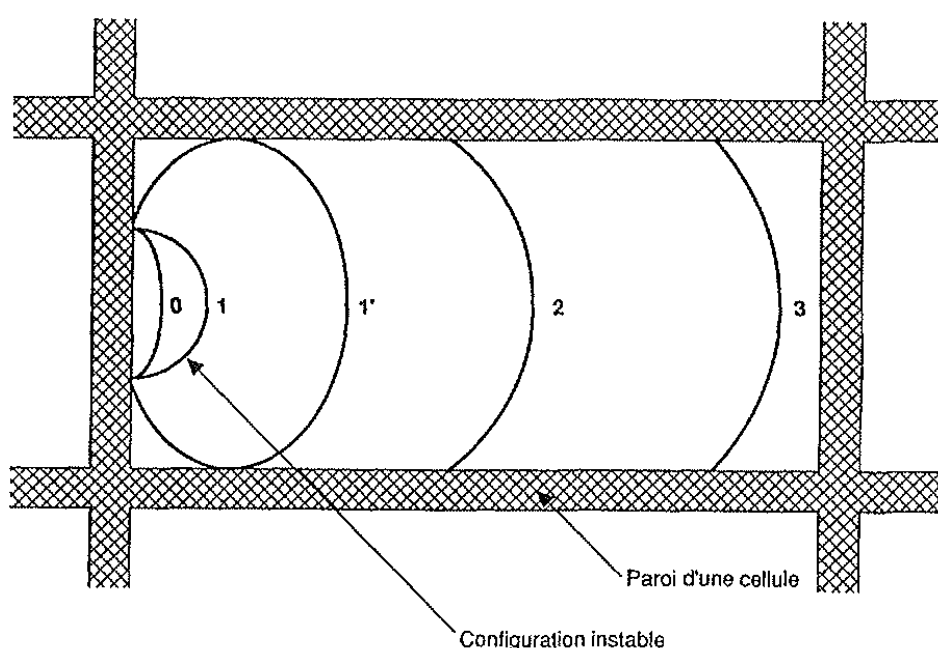


Figure 1.5. Différentes positions des dislocations émises par les parois d'une cellule de dislocations [25]

### 3.2. Les mécanismes de dislocations pouvant générer de l'activité acoustique discrète

Dans une étude qualitative, Gillis [45] affirme qu'un mouvement simple d'une seule ligne de dislocation n'est pas un mécanisme favorable à une libération suffisante d'énergie acoustique. Notons que dans son étude, Gillis parle principalement de l'EA discrète. En effet, l'énergie de tension élastique de déformation réagit très lentement aux changements de la position d'une ligne unique de dislocation, à l'exception des positions très proches d'autres défauts. Rouby et al. [4] confirment que le déplacement d'une seule dislocation, dans le cas de la déformation plastique, génère un signal ayant une très faible amplitude



pour être discerné. Par conséquent, l'activité acoustique discrète que l'on enregistre dans le cas de la déformation plastique de l'aluminium serait l'œuvre possible de deux phénomènes : les empilements de lignes de dislocations et de multiples glissements croisés [45].

Rouby et al. [4] affirment alors que pour obtenir une EA détectable plusieurs mouvements de dislocations (mouvements collectifs) doivent être associés.

Par conséquent, la difficulté consiste à étudier le signal produit par une multitude de dislocations tout en considérant les relations susceptibles d'exister entre chaque mouvement élémentaire.

### **3.2.1. Les empilements de dislocations**

Les empilements de dislocations sont supposés être les sources d'EA les plus probables. Les composantes des bords des boucles de dislocations sont contraintes de se déplacer selon un plan cristallographique donné. Certains de ces mouvements coplanaires peuvent s'empiler si la dislocation de tête rencontre un obstacle insurmontable. Si l'effort appliqué continue de s'exercer sur le matériau, les dislocations dans l'empilement seront forcées de continuer de se rapprocher entre elles et par conséquent augmenter d'avantage l'énergie de tension élastique à cause des interactions mutuelles. Au cas où la dislocation de tête arrive à surmonter l'obstacle, quelques-unes qui sont juste derrière risquent de franchir cet obstacle en même temps, c'est l'enclenchement d'une avalanche de dislocations. Par conséquent, l'énergie de tension élastique sera réduite brièvement jusqu'à ce qu'un nouvel empilement se retrouve compressé par la force appliquée. Le processus se répète pour les dislocations suivantes, en revanche, les fluctuations de l'énergie restent faibles. Dans le cas où l'énergie n'est pas restaurée à sa valeur de départ suite à la libération de la première dislocation, faire passer la prochaine dislocation à travers la barrière risque d'être plus difficile.

Il est possible également que l'obstacle en question soit un empilement de dislocations selon un plan oblique (schéma détaillé sur la Figure 1.6). Sous de favorables conditions géométriques, les deux principales dislocations des deux empilements en question fusionnent conduisant ainsi à la nucléation d'une fissure. Dans ce cas, une importante et rapide relaxation peut se produire et de l'EA serait probablement libérée. [45]



*Figure 1.6. Représentation schématique d'un exemple de nucléation d'une fissure suite à l'intersection de deux empilements de dislocations : (a) Deux empilements de dislocations coïncident se bloquant entre elles selon leurs plans de glissements, (b) les dislocations principales réagissent alors pour former une nouvelle sorte et créent ainsi un vide ou une microfissure selon la ligne d'intersection des deux plans de glissements [45]*

### 3.2.2. Les glissements croisés multiples (« multiple cross-glide »)

Une autre source probable d'EA due aux dislocations est le mécanisme de glissements croisés multiples de la multiplication des dislocations. Il s'agit d'un grand nombre de dislocations dans une aire donnée appartenant à un plan de glissement. On suppose que les composantes qui permettent de quitter ce plan primaire vers d'autres plans cristallographiques sont les composantes vis. On suppose également que ces dislocations vis sont bloquées pour quitter ce plan dans des directions alternatives par des obstacles diffusés dans le matériau. [45]

Dans le cas où le mouvement s'est restreint ou s'est bloqué sur le plan principal, la force d'entraînement pour le mouvement de dislocation peut construire et causer des glissements croisés simultanés d'une importante fraction de la dislocation vis comme des boucles partielles sur de nouveaux plans de glissements. Dans ces nouveaux plans, ces nouvelles boucles vont bouger dans le matériau vierge et rapidement trouver que c'est plus facile de bouger selon un plan d'orientation initial et nettement plus favorable qui sera parallèle à leur plan de glissement de départ. L'effet direct qui en sera conséquent est la formation d'une configuration de dislocation relativement dense qui diffuse dans le matériau relâchant ainsi une importante énergie élastique d'interaction. [45]

Par exemple, dans les métaux CFC, les mouvements de dislocations partielles sont favorisés d'autant plus que l'énergie du défaut de l'empilement est faible et le glissement dévié est inhibé. Par conséquent, la déformation acquiert plutôt un caractère planaire et hétérogène. Dans le cas où cette énergie de défaut est élevée, les dislocations vis acquièrent un degré de liberté supplémentaire et le glissement dévié est plus favorable. Par conséquent, la microstructure a tendance à devenir tridimensionnelle et homogène. En dé-

formation uniaxiale et monotone à basse et moyenne température, par exemple, la limite élastique du matériau est déterminée par les interactions entre dislocations mobiles et dislocations fixes. [46]

### 3.3. Plasticité de l'aluminium suivie par EA

#### 3.3.1. Traction monotone de l'aluminium couplée à l'EA

L'essai de traction est l'un des essais élémentaires qui permettent de dégager des informations importantes sur le comportement mécanique et la nature du matériau testé. Kieswetter et Schiller [33] ont étudié l'EA continue au cours de la sollicitation monotone d'aluminiums avec différents degrés de pureté. Un essai de traction interrompu sur un échantillon d'aluminium pur monocristallin, tel qu'illustré sur la Figure 1.7, montre que l'EA continue est fortement liée à la déformation du matériau. En effet, au premier et au troisième arrêt de la déformation (Figure 1.7), l'échantillon était brièvement maintenu sous charge avant le déchargement complet et une relaxation de la contrainte fut observée en fonction du temps. En revanche, au deuxième arrêt, où le chargement fut relâché immédiatement, aucune relaxation n'a pu être observée.

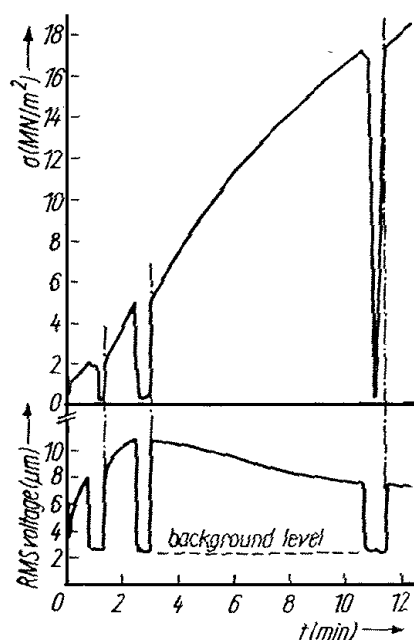
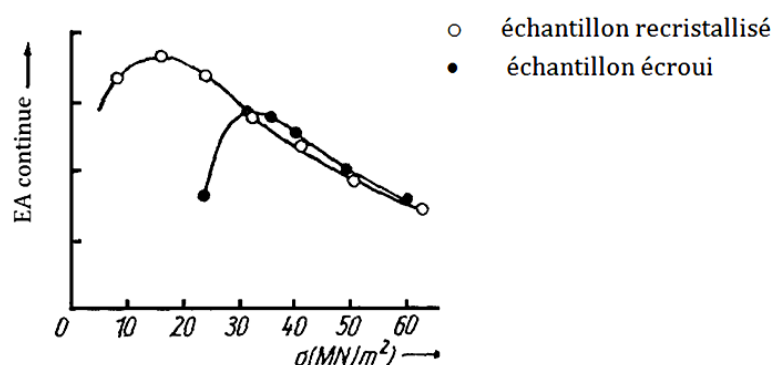


Figure 1.7. Essai de traction monotone d'un monocristal d'aluminium (vitesse de déformation constante :  $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) : Contrainte d'écoulement et EA continue en fonction du temps, Essai interrompu à trois reprises où l'échantillon a été déchargé après chaque arrêt [33]

L'effet kaiser est vérifié au cours de ce chargement interrompu, cet effet est souvent associé au caractère irréversible des phénomènes activés. L'activité acoustique continue n'existe que lorsque l'échantillon est sollicité. Ces observations montrent que l'on peut associer l'EA continue émise par un matériau plastifié aux mouvements de dislocations.

Tout comme la réponse macroscopique du matériau, l'activité acoustique continue dépend de l'état initial du matériau (préalablement écroui ou recristallisé) et par conséquent de la structure de dislocations existante dans le matériau. L'exemple illustré sur la *Figure 1.8* montre la différence en termes d'EA continue, entre un échantillon d'aluminium pur à 99,99%, écroui et recristallisé. Sur cette figure, l'EA continue est tracée en fonction de la contrainte d'écoulement. En effet, pour des échantillons pris dans un même matériau mais avec un taux d'écrouissage initial différent, l'état réel de l'écrouissage est donné par la contrainte d'écoulement et non par la déformation. Par conséquent, il est plus judicieux de représenter l'EA dans ce cas en fonction de la contrainte d'écoulement. La limite d'élasticité d'un matériau écroui est plus élevée que celle d'un matériau recristallisé (recuit), par conséquent, l'activité acoustique émise par le premier commence à une contrainte plus élevée que pour le second.



*Figure 1.8. EA continue en fonction de la contrainte d'écoulement pour deux états initiaux différents d'un aluminium pur à 99,99% [33]*

La Figure 1.9 illustre l'évolution de l'EA continue en fonction de la contrainte d'écoulement pour des échantillons d'aluminium en faisant varier plusieurs paramètres. Les échantillons 'a', 'b', 'c' et d sur cette Figure ont la même composition (aluminium à 99,99%) alors que l'échantillon 'e' est de pureté 99,5% avec une taille de grain de 0,05mm.

Il apparaît sur cette Figure que l'aluminium pur présente une EA continue qui diminue avec la taille de grain (échantillons a, b et c). Cette même Figure confirme les résultats illustrés sur la *Figure 1.8* et qui montrent que l'aluminium non recuit présente une EA continue plus faible. De la même manière, l'EA continue la plus faible a été enregistrée pour l'aluminium de moindre pureté.

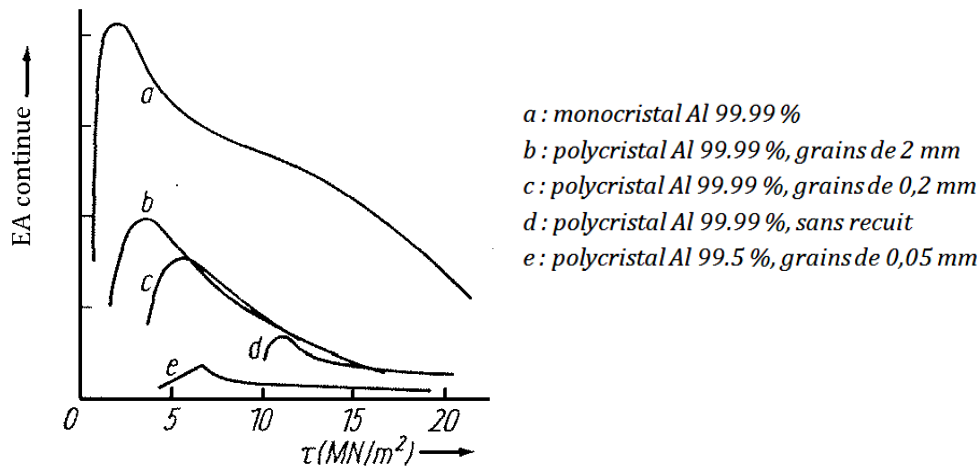


Figure 1.9. EA continue en fonction de la contrainte de différents échantillons d'aluminium sollicités en traction monotone [33]

En somme, l'EA continue de l'aluminium augmente avec son degré de pureté et sa taille de grains. En effet, les impuretés et les joints de grains agissent comme des obstacles aux avancements des lignes de dislocations dans le matériau. Un grain plus large implique que la ligne de dislocation a plus d'aire à balayer avant de rencontrer un joint de grain. Pareillement, un matériau plus pur minimise les chances d'une ligne de dislocation à rencontrer une impureté qui entraverait sa progression. A l'avenant, la taille de l'échantillon sollicité a une incidence sur l'aire possible à être balayée par une dislocation et par conséquent sur l'activité acoustique générée.

### 3.3.2. Fatigue cyclique de l'aluminium pur couplée à l'EA

L'aluminium de haute pureté présente une forte tendance à former des cellules [1]. Dès les premiers cycles de fatigue, une structure cellulaire est établie et s'affine au cours des sollicitations cycliques [12, 13]. Cette structure est présente sur un large domaine d'amplitude de déformation plastique.

Slimani et al. [25] ont vérifié que la plastification rapide se traduit par un durcissement sur les premiers cycles de fatigue. La Figure 1.10 présente l'évolution des boucles d'hystérésis en contrainte-déformation pour un aluminium pur à 99,999% (dit également 5N). L'essai est piloté à déformation plastique imposée ( $\epsilon_{pmax}=1,5.10^{-3}$ ) et la fréquence du chargement correspond à 0,1 Hz. L'échantillon a été préalablement recuit avant chargement.

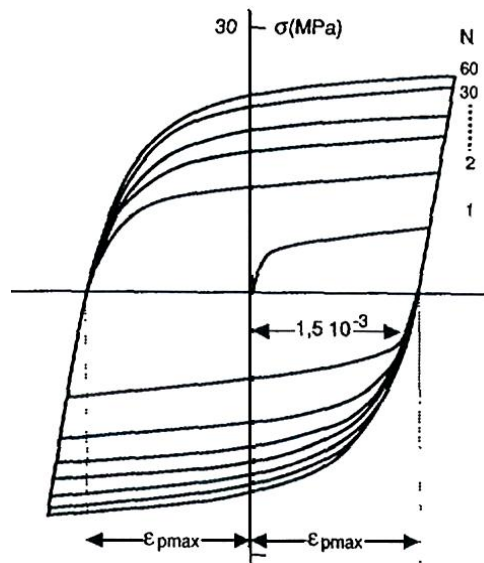


Figure 1.10. Cycles de fatigue de l'aluminium 99,999% (5N) polycristallin à partir d'un état recuit. Essai à déformation plastique imposée ( $\epsilon_{pmax}=1,5 \cdot 10^{-3}$ ) [25]

Après un certain nombre de cycles, un état de saturation est atteint, la contrainte maximale dans le cycle de fatigue n'évolue plus (ou très faiblement).

L'activité acoustique continue a été enregistrée au cours de cet essai à travers le suivi du signal acoustique par un voltmètre à valeur efficace, une tension efficace  $V_{eff}$  (ou  $V_{rms}$ ) est alors enregistrée. La Figure 1.11 montre l'évolution de l'EA continue ( $V_{rms}$ ) au cours d'un cycle de fatigue et la contrainte correspondante à ce cycle.

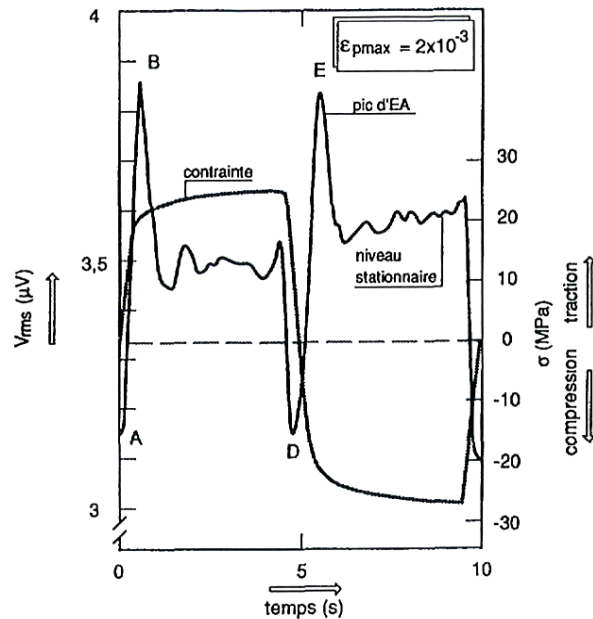


Figure 1.11.  $V_{rms}$  et contrainte enregistrées au cours du troisième cycle de fatigue en fonction du temps pour l'aluminium 5N polycristallin  $\epsilon_{pmax}=2.10^{-3}$ . [25]

Durant les cycles de sollicitation, la tension efficace passe par un pic d'EA à chaque transition élastique-plastique (Figure 1.11). Elle chute jusqu'au niveau du bruit de fond pendant la décharge inélastique. Entre ces deux extremums, la tension efficace exhibe un palier d'activité constante que l'auteur appelle « émission stationnaire ». Il est important de remarquer que cette forme de signal en EA continue est indépendante du nombre de cycles. En revanche, la valeur de l'EA stationnaire et du pic d'EA évolue d'un cycle à l'autre avec la contrainte maximale de l'échantillon sollicité.

La Figure 1.12 montre l'évolution de la contrainte maximale, des valeurs maximales du pic d'EA et de l'EA stationnaire atteintes au cours de chaque cycle, tracés pour les cent premiers cycles. Nous pouvons remarquer que la contrainte maximale, le pic d'EA et l'EA stationnaire tendent vers une valeur constante (Figure 1.12) [23, 25]. Pourtant, au cours de l'écrouissage de l'échantillon, le pic d'EA et de l'EA stationnaire passent par un maximum avant de décroître pour rejoindre ce palier de saturation. De plus, il apparaît que la forme de la tension efficace d'un cycle unique est semblable à la forme de l'EA continue observée en traction monotone (paragraphe 3.3 ci-dessus).

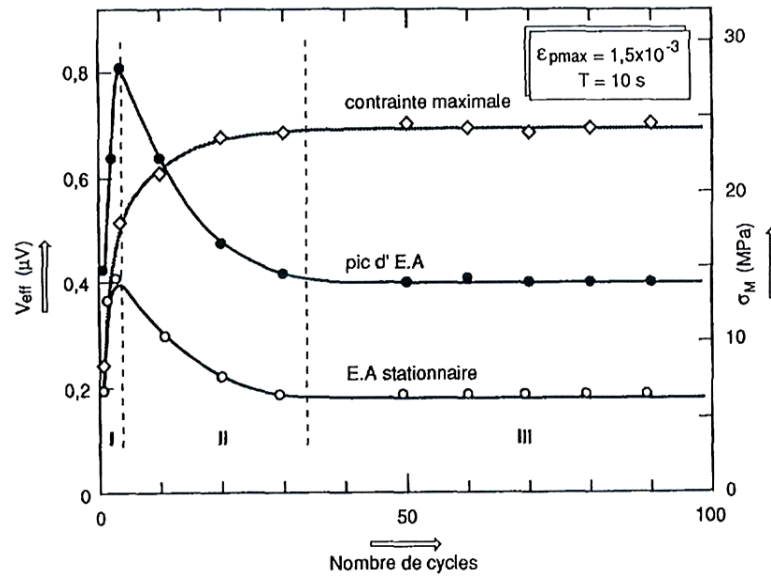


Figure 1.12. Évaluation de la contrainte maximale de fatigue  $\sigma_M$  et de l'EA au pic et dans le régime stationnaire en fonction du nombre de cycles ( $\epsilon_{pmax}=2.10^{-3}$ ). [25]

En effet, au cours des premiers cycles l'échantillon s'écrouit fortement. Cela se traduit par une augmentation de la densité de dislocations dans l'échantillon. La mise en mouvement d'autant de dislocations lors des premiers stades engendre une activité acoustique équivalente. Au fur et à mesure que l'échantillon est sollicité, des cellules de dislocations s'y créent et se multiplient ce qui diminue le libre parcours moyen. Ainsi, les mouvements de dislocations sont de plus en plus gênés et par la suite engendrent moins d'EA continue. Au bout de quelques cycles, la structure est formée et à l'image de la contrainte maximale des cycles, l'EA continue n'évolue plus.

## 4. Notion de criticité

### 4.1. Criticité auto-organisée (Self Organized Criticality (SOC))

Prenons l'exemple ludique de la construction d'un tas de sable en faisant couler des grains de sable d'une position haute sur un plan. Au début de l'entassement, les différents grains de ce tas interagissent très peu entre eux et ils roulent chacun du haut vers une position aléatoire du plan sur lequel ils atterrissent avec un effet négligeable sur les autres grains. Toutefois, tôt ou tard, le tas de sable atteindra un « état critique » où sa hauteur ne se verra plus augmenter, même si l'écoulement du flux de grains de sable est maintenu, à moins que la pile en question ne s'effondre. Ces effondrements peuvent avoir des tailles



différentes selon la configuration de la pile de sable et le temps auquel ils surviennent.

Ce phénomène illustre le concept de la criticité auto-organisée [47] : un système dynamique s'auto-organise de façon complexe. La complexité réside dans le fait que ces événements n'ont pas de taille caractéristique et, du point de vue statistique, ces événements sont distribués en loi de puissance. On parle également « d'avalanches ». La taille de ces avalanches peut aller du mouvement d'un seul grain à l'effondrement d'une part significative de notre mini-dune. Cet état critique (état d'auto-organisation), en plus d'être multi-échelles, a également la particularité d'avoir un comportement indépendant des paramètres extérieurs au système [47].

## 4.2. Distributions des données empiriques en lois de puissance

Des distributions en lois de puissance ont été observées sur des données bien différentes s'étendant sur des larges domaines, même les moins attendus [48]. Une variable  $x$  présentera une invariance d'échelle si sa densité de probabilité obéit à la relation suivante :

$$P(\lambda x) = \lambda^{-\alpha} P(x) \quad (1.2)$$

Cette relation peut finalement s'écrire comme suit:

$$P(x) \propto x^{-\alpha} \quad (1.3)$$

Dans le cas où l'exposant  $\alpha$  est inférieur à 2, la moyenne  $\langle x \rangle$  ne peut être définie mathématiquement. En effet, dans ce type de système, même si les gros événements sont très rares, ils en dominent la dynamique et affectent par conséquent la moyenne arithmétique calculée usuellement.

Diverses études portant sur les phénomènes microstructuraux via des données d'EA dans les matériaux ont exploité ce type de représentation statistique. A titre d'exemple nous citons les transformations martensitiques dans les aciers inoxydables [26], les alliages à mémoire de formes [27], ou d'autres alliages [29]. Au cours des années 2000, il a été montré que la plasticité cristalline, sous chargement monotone, de matériaux tels que la glace [49,33] ou les métaux HCP [49] s'effectuait sous forme d'avalanches de dislocations distribuées en loi de puissance,  $P(E) \propto E^{-\alpha}$ , où  $E$  est l'énergie des hits acoustiques, et  $\alpha=1,6$ . Ceci mettait en évidence une plasticité fortement intermittente constituée d'une succession d'avalanches de dislocations.

Dans le cas de la sollicitation cyclique de l'acier inoxydable 304L, Shaira et al. [26] ont pu montrer que l'énergie des événements acoustiques délivrés par les avalanches de dislocations, les phénomènes de fissurations ou encore les transformations de phases, suit une loi de puissance. Ces observations sont reproductibles quel que soit l'amplitude de contrainte appliquée ou la taille de l'échantillon. Les exposants  $\alpha$  des distributions se situent entre 1,4 et 1,7. La Figure 1.13 illustre la distribution des énergies des événements acoustiques associés à la transformation martensitique au cours du chargement cyclique de l'acier inoxydable 304L. L'exposant  $\alpha$  est donné par la pente de la droite de tendance qui s'ajuste sur les données expérimentales avec le minimum d'erreur.

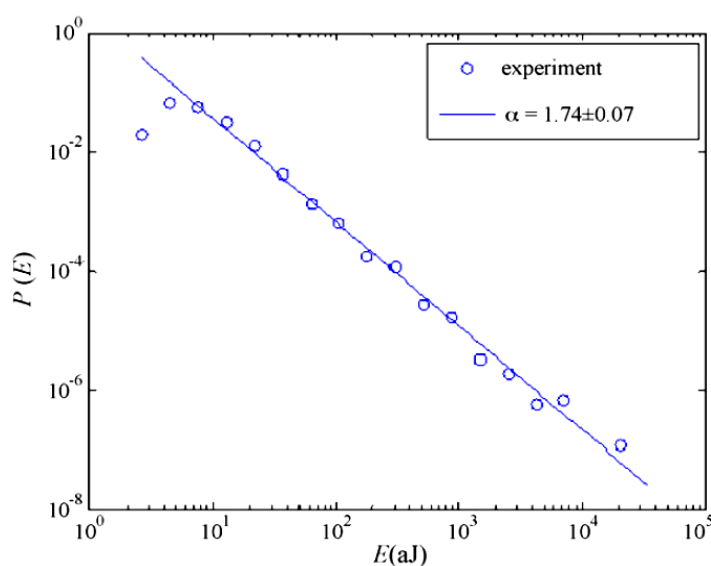


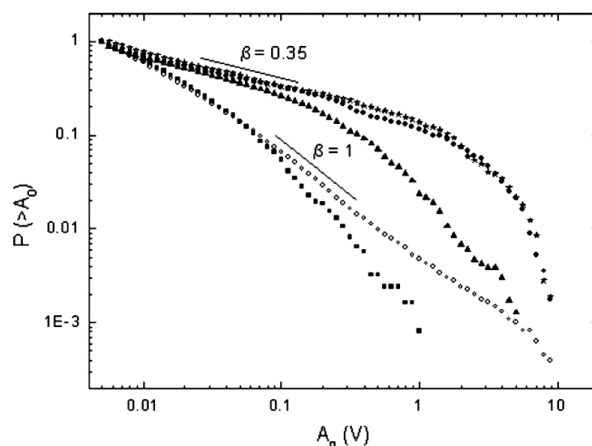
Figure 1.13. Distribution ( $P(x=E)$ ) de l'énergie des événements acoustiques associés à la transformation martensitique au cours du chargement cyclique d'un acier 304L [26]

En ce qui concerne la taille des avalanches de dislocations, Miguel et al. [50] ont pu montrer que la distribution des tailles des avalanches de dislocation au cours de la compression de monocristaux de glace est indépendante du taux du cisaillement. Richeton et al. [36] confirment cette constatation. De plus, ils ont pu vérifier que cette distribution est indépendante de la température d'essai. Ceci confirme que la dynamique globale du système est essentiellement indépendante des conditions de chargement.

Dans le cas des polycristaux de glace, comme dans celui des monocristaux, ils ont pu vérifier que la taille des avalanches de dislocations est indépendante de la contrainte ainsi que de la température appliquée. Toutefois, le manque de statistiques collectées durant les essais sur des polycristaux présente une limitation pour la représentation de la densité de probabilité. Par conséquent, ils ont opté pour une représentation des distributions cumulée des événements relatifs aux avalanches des dislocations. La Figure 1.14 montre une comparaison entre les distributions cumulées des amplitudes d'événements acoustiques

collectés sur des échantillons monocristallins et polycristallins testés sous des températures et des contraintes différentes. Lorsqu'il s'agit de distribution cumulée, la densité de probabilité s'écrit comme suit :

$$P(x > X) \propto X^{-\beta} \propto X^{1-\alpha} \quad (1.4)$$



*Figure 1.14. Distributions cumulée des amplitudes des avalanches de dislocations pour des polycristaux de glace de plusieurs tailles de grains et différentes conditions d'essais ( $\beta = \alpha - 1 = 0,35$ ) comparées à celles de monocristaux sous différentes conditions d'essais ( $\beta = \alpha - 1 = 1$ ) [36]*

Néanmoins, ces auteurs ont montré que, pour les polycristaux, les joints de grain constituaient des barrières aux mouvements par avalanches des dislocations, entraînant ainsi une troncature des distributions des tailles d'avalanches (ou des énergies associées) d'autant plus marquée que la taille moyenne des grains était petite.

## 5. Conclusions

La fatigue des matériaux est un phénomène qui implique une multitude de mécanismes et de structures plus ou moins complexes. Plusieurs facteurs peuvent intervenir sur la complexité des mécanismes induits par les sollicitations cycliques, par exemple, on peut citer les paramètres de sollicitations et les conditions d'utilisation ou la composition minérale de la structure en question.

Si les études académiques sont aussi variées que les techniques d'analyses exploitées pour comprendre ce genre de phénomène, c'est que la fatigue des matériaux reste l'un des faits les plus redoutés dans la mise en service des structures. La technique de l'EA, à l'opposé d'autres techniques plus conventionnelles, a l'avantage du suivi continu et non destructif de la dynamique des manifestations microstructurales qu'un matériau sollicité

en fatigue pourrait exhiber.

Par les deux types d'EA, discrète et continue, cette technique apporte des informations précieuses sur des détails microstructuraux sensibles dans les métaux, par exemple, les transformations de phases, les mouvements de dislocations, la microfissuration, etc....

Dans le cas de l'aluminium par exemple, il a été établi par plusieurs études que lors des stades précoces de fatigue, l'EA collectée peut avoir comme source des avalanches de dislocations (EA discrète) et des mouvements collectifs non corrélés de dislocations (EA continue). Ces deux types de phénomènes dépendent du niveau de sollicitation et du stade de fatigue. Notre projet vise d'ailleurs à mieux cerner les phénomènes microstructuraux en relation avec la déformation plastique et l'endommagement lors des stades plus avancés de la fatigue oligocyclique de l'aluminium pur vu comme un matériau modèle.



## **Chapitre 2.**

# **Comportement mécanique de**

# **l'aluminium pur**

Ce chapitre décrit en premier lieu le matériau étudié (sa composition, microstructure et les raisons du choix), il présente alors les protocoles expérimentaux relatifs aux essais mécaniques effectués et les géométries des éprouvettes adoptées. La seconde partie présente le comportement mécanique observé au cours des différents types d'essais.



# 1. Aluminium de pureté 99,95%

## 1.1. Composition Chimique

Notre étude porte sur l'aluminium de pureté 99,95% (composition Tableau 2.1) dont les deux principales impuretés sont le fer et le silicium.

Tableau 2.1. Tableau de la composition de l'aluminium utilisé lors de l'étude.

Elément	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	B	Cd	Co	Ga	Li	total
Quantité (ppm)	174	222	28	4,5	3,1	12	25	1,6	1	5	44	0,1	520,3

## 1.2. Microstructure

Des observations au microscope optique sont effectuées pour révéler la structure et l'orientation des grains (Figure 2.1). Après avoir polis les échantillons jusqu'à l'état miroir, une attaque acide, dite attaque Keller, est réalisée par immersion pendant quelques minutes. La taille de grain moyenne varie entre 2 et 3 mm de largeur et plus de 10 mm de longueur. Le fait d'avoir une taille de grains moyenne élevée permet de négliger l'effet des joints de grain sur la dynamique collective des dislocations [36].

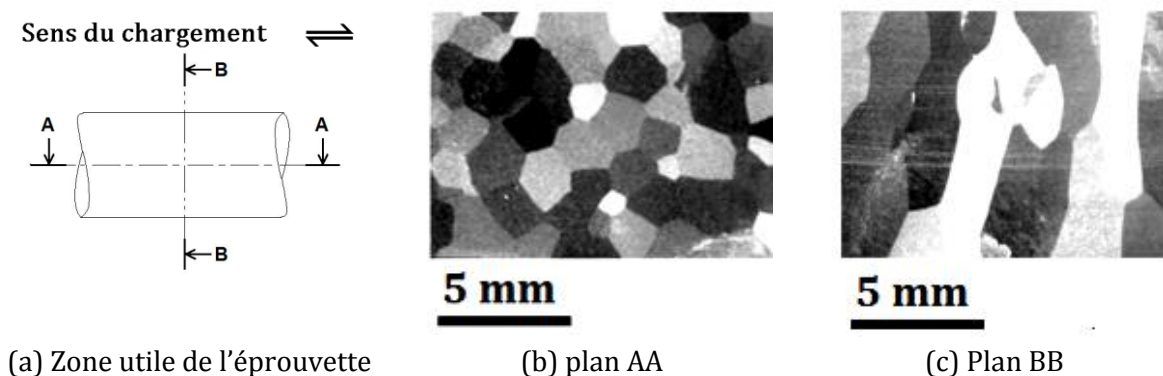


Figure 2.1. Taille des grains : (a) schéma de la zone utile de l'éprouvette (géométries détaillées ultérieurement dans ce chapitre), (b) plan (AA) selon l'axe de l'éprouvette, (c) plan (BB) perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette

La plupart des essais sont effectués sur des éprouvettes brutes, non traitées. Cependant, certains essais (résumés dans le Tableau 2.2) sont effectués sur des éprouvettes traitées thermiquement dans le but de relâcher d'éventuelles contraintes résiduelles dans le matériau (détensionnement) sans toutefois changer la structure cristalline ou modifier la



taille des grains. Ce traitement de restauration est effectué à 250°C pendant 2h [51].

### 1.3. Choix du matériau

Ce projet porte sur l'étude de la fatigue couplée à l'émission acoustique (EA) comme outil d'investigation. Dans un matériau, les signaux d'EA, générés par une sollicitation mécanique, peuvent résulter de différents phénomènes : les fissurations, les mouvements de dislocations, les transformations de phases, les interfaces matériau-inclusions, etc....

Ainsi, nous avons choisi d'étudier l'aluminium pur à 99,95% afin de limiter les potentielles sources d'EA. Les sources d'EA devraient être uniquement liées aux mouvements de dislocations et aux microfissurations, puisqu'aucune transformation de phase n'est induite (une unique variété allotropique) et que la pureté du matériau nous permet de négliger l'effet d'éventuelles inclusions. De plus, le fait d'avoir choisi des échantillons dont la taille de grains est aussi grosse permet de négliger l'effet de joints de grains sur l'activité acoustique émise par le matériau [36].

## 2. Essais mécaniques

Il s'agit d'étudier la fatigue oligocyclique de l'aluminium pur. Des essais à déformation imposée et à contrainte imposée ont été effectués sur des éprouvettes cylindriques. Plusieurs amplitudes (de déformation et de contrainte) ont été testées en veillant à chaque fois à passer dans le domaine de plasticité du matériau (voir résumé des essais dans le Tableau 2.2). De plus, afin d'avoir une idée du comportement monotone du matériau, des essais de traction simple ont été effectués.

### 2.1. Machines utilisées

Pour la réalisation des différents essais mécaniques, deux types de machines ont été utilisés. Les essais de traction ont été effectués sur une machine électromécanique : une Instron 5967 équipée d'un extensomètre vidéo Instron 2663-821 et d'une cellule de force de 30kN (Figure 2.2).

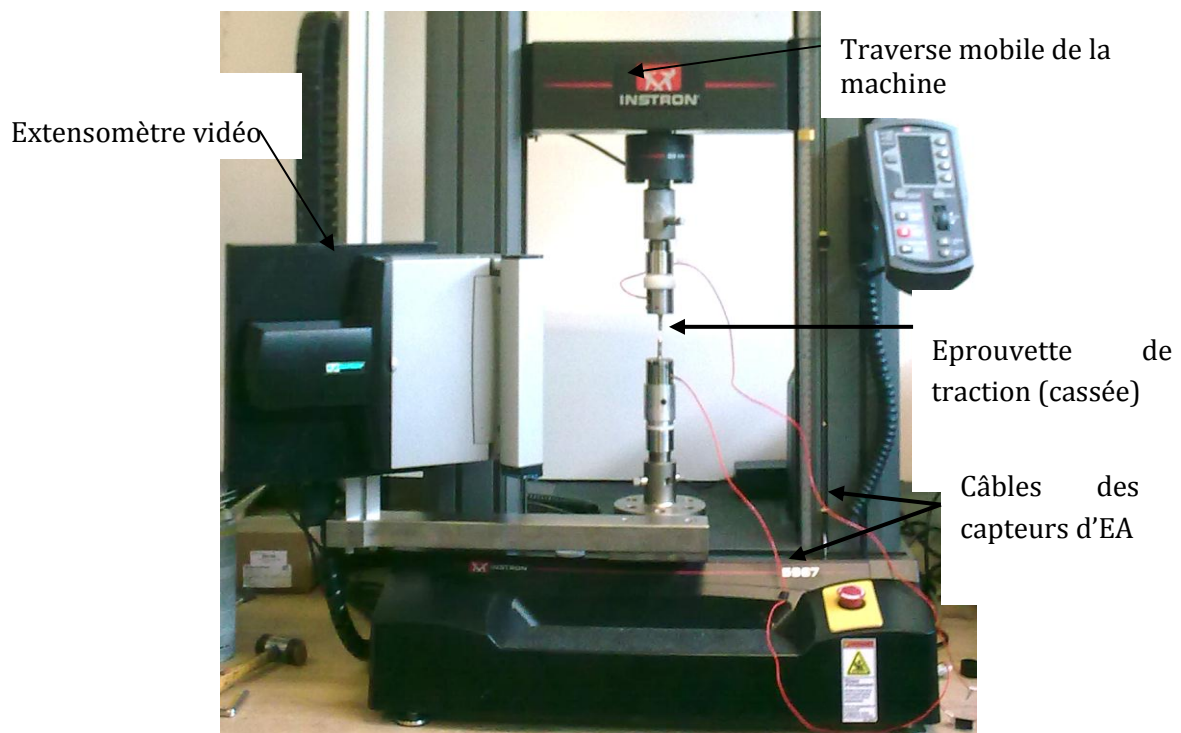


Figure 2.2. Machine électromécanique Instron 5967 utilisée pour les essais de traction

Les essais de fatigue cyclique ont été effectués sur des machines hydrauliques (une Machine de Fatigue Cyclique (MFC) locale et une machine de type MTS -Mechanical Testing System-). La machine MTS utilisée est une machine uniaxiale hydraulique de la compagnie MTS disposant d'une cellule de force de 50 kN et de vérins à serrage hydraulique. La MFC est une machine qui a été entièrement conçue et réalisée au laboratoire [52, 53]. Cette machine, de petite taille et faible capacité, a la particularité d'émettre peu de bruit par rapport aux autres machines hydrauliques du marché, ce qui représente un avantage précieux pour nos acquisitions des données d'EA par la suite. L'éprouvette est fixée à l'aide d'un montage spécifique permettant de l'isoler acoustiquement le plus possible du reste de la machine (Figure 2.3) : une pièce intermédiaire en téflon vient s'intercaler entre la machine et le mors dans lequel l'éprouvette est fixée. Cette solution s'est avérée efficace pour isoler le montage malgré le sacrifice d'une partie de la rigidité du montage. La déformation de l'échantillon reste toutefois, suivie par un extensomètre et par conséquent pas de crainte sur la précision des mesures de déformation. L'inconvénient de cette machine réside dans le fait que la force est limitée à 10kN et que la course totale de sa traverse ne dépasse pas les 2 mm.

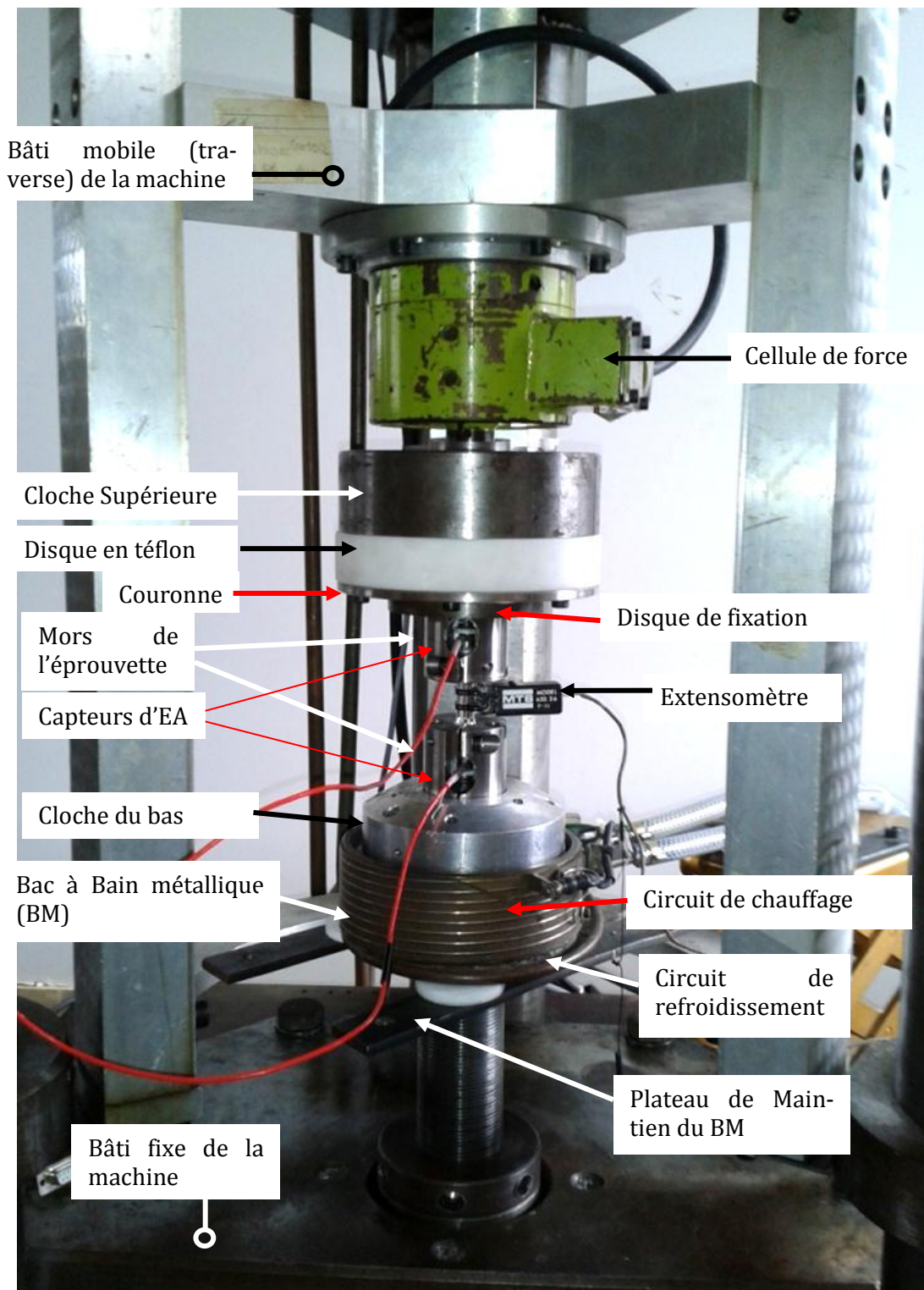


Figure 2.3. Machine MFC locale, avec montage, utilisée pour les essais de fatigue cyclique.

La liaison entre le bâti fixe de la machine et le mors du bas (Figure 2.4) permet de diminuer les défauts d'alignement avec le mors supérieur lors de la fixation de l'éprouvette.

Il s'agit d'une liaison fusible, le principe consiste à faire baigner la cloche du bas, sur laquelle sont fixés les mors de l'éprouvette, et la tête de la tige du bâti fixe de la machine, dans un métal en fusion que l'on refroidira par la suite afin de souder les deux parties. Le bain fusible est rempli d'un matériau à bas point de fusion (un alliage dit de « Wood » qui fond à 72°C [52, 53], alliage eutectique de bismuth-plomb-étain). Un thermostat évite la surchauffe du bain et refroidissement se fait par circulation d'eau.

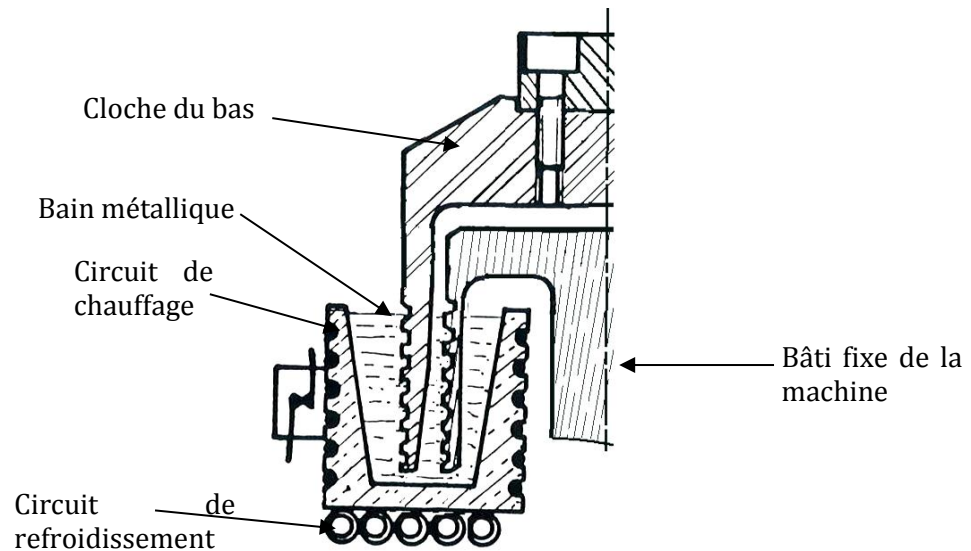


Figure 2.4. Schéma du bac à bain métallique (vue partielle)

## 2.2. Géométrie des éprouvettes

### 2.2.1. Eprouvettes pour essais de traction

Les éprouvettes ont été usinées selon la norme NF EN 10002-1. Il s'agit d'éprouvettes à têtes filetées dont les dimensions sont comme suit : diamètre égale à 9mm, la longueur utile est égale à 36 mm. Le plan de ces éprouvettes est détaillé sur la Figure 2.5.

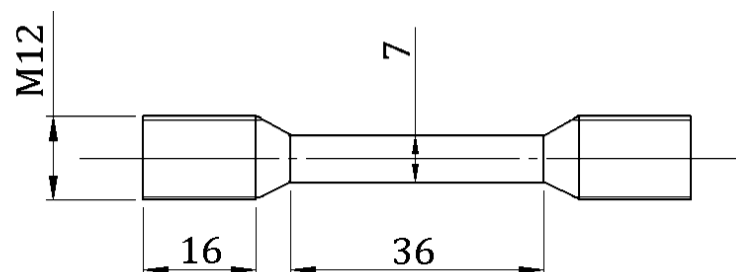


Figure 2.5. Eprouvette pour essais de traction, dimensions en mm.

### 2.2.2. Éprouvettes pour essais de fatigue

Les éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue cyclique sur la machine MFC sont des éprouvettes à têtes filetées (Figure 2.6) car elles sont vissées dans les mors de la machine. Les éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue cyclique sur la machine MTS sont fixées dans des mors hydrauliques auto-serrant, leurs têtes ne présentent donc pas de filetage (Figure 2.7). Il s'agit dans les deux cas d'éprouvettes pleines, conçues selon la norme NF A 03-401, dont les plans sont détaillés sur les Figure 2.6 et Figure 2.7, (les dimensions sont exprimées en mm).

Afin d'éviter les risques de flambage, le rapport de la longueur utile sur diamètre utile de l'éprouvette est inférieur à 3. De plus, afin d'éviter une rupture au niveau des têtes d'éprouvette, le rapport des surfaces de section entre la tête et la partie utile des éprouvettes est maintenu supérieur à 1,5. Dans le cas des éprouvettes à têtes filetées, un filetage type ISO est utilisé.

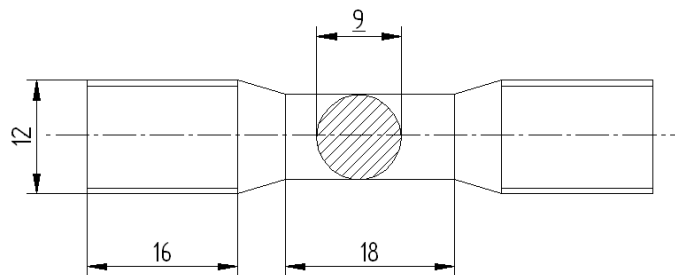


Figure 2.6. Eprouvette pour essais de fatigue cyclique sur la machine MFC, dimensions en mm.

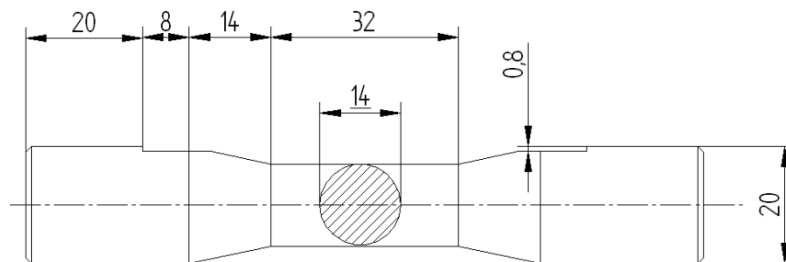


Figure 2.7. Eprouvette pour essais de fatigue cyclique sur la machine MTS, dimensions en mm.

## 2.3. Extensométrie

Pour les essais de fatigue cyclique effectués sur les machines hydrauliques, la déformation est mesurée à l'aide d'extensomètres de type MTS. L'extensomètre est fixé sur la par-

tie utile de l'éprouvette à l'aide d'élastiques. Ces derniers viennent assurer le contact permanent des couteaux de l'extensomètre contre la surface de l'éprouvette (Figure 2.8).



Figure 2.8. Extensomètre fixé sur une éprouvette MFC

L'allongement  $\Delta l$  (mesuré par l'ouverture des couteaux de l'extensomètre) est enregistré, en  $\mu\text{m}$ , lors de chaque essai. La force ( $F$ ) est également mesurée (en Newton) par la cellule de force de la machine. La déformation et la contrainte nominales de l'échantillon sont calculées selon les formules suivantes :

$$\varepsilon = \Delta l / l_0 \quad (2.1)$$

$$\sigma = F / S_0 \quad (2.2)$$

$l_0$  étant donnée par la longueur de jauge de l'extensomètre et  $S_0$  étant la section initiale de la partie utile de l'éprouvette.

Le suivi de la déformation lors des essais de traction sur la machine Instron est assuré par un extensomètre vidéo (§ 2.1 et Figure 2.2). La longueur initiale  $l_0$  est marquée sur l'éprouvette avec deux points au marqueur blanc. L'extensomètre peut détecter ces deux points grâce au contraste, calculer leurs barycentres (qui serviront de repères) et enregistrer la longueur initiale entre ces deux repères ainsi que la distance qui les sépare tout au long de l'essai. La différence entre ces deux dernières distances donne l'allongement  $\Delta l$  de l'éprouvette au cours de l'essai. Grâce à cette technique d'extensométrie, nous ne sommes plus limités par la jauge d'un extensomètre conventionnel. En effet, les extensomètres conventionnels ont souvent une plage de fonctionnement limitée, au-delà de laquelle, en plus de l'inexactitude de l'information récupérée, le matériel risque d'être endommagé. L'aluminium pur possède un allongement à la rupture si important, que le suivi de sa déformation au cours d'un essai de traction par voies conventionnelles ne peut se faire jusqu'à rupture nette de l'échantillon sans risquer d'endommager l'équipement.

## 2.4. Résumé des essais

Ce paragraphe recense les expériences effectuées, qui seront analysées ultérieurement, ainsi que les remarques les plus importantes concernant les paramètres et conditions d'essais.

Le Tableau 2.2 résume tous les essais réalisés au cours de cette thèse. Ce tableau indique pour chaque essai : la machine utilisée, le mode de pilotage (à déformation ou à force imposée), l'amplitude (de déformation ou de contrainte), le rapport de chargement pour les essais cycliques ( $R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max}$  ou  $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ ), le nombre de cycles effectué jusqu'à rupture globale du matériau (sauf indication particulière) ainsi que la nomenclature adoptée. D'éventuelles observations peuvent également y figurer.

Les essais de traction monotone ont été conduits à une vitesse de déplacement de la traverse constante de 2mm/min, le montage est considéré comme étant rigide, nous négligerons ainsi les déformations de la chaîne du montage de l'éprouvette.

Pour les essais cycliques à déformation imposée, la déformation suit une forme sinusoïdale de fréquence égale à 0,1 Hz et 1 Hz, respectivement sur les machines MFC et MTS. Le rapport de chargement  $R_\epsilon$  pour ces essais est égal à -1 ou à 0.

En ce qui concerne les essais à contrainte imposée, principalement effectués sur la machine MFC, la forme de la contrainte appliquée est également sinusoïdale de fréquence unique égale à 0,1 Hz. Le rapport  $R$  du chargement était de 1 pour chacun des deux essais.

Les essais ont été conduits d'une façon non interrompue jusqu'à rupture globale de l'échantillon. Toutefois, il se peut que des problèmes surviennent au cours d'un essai forçant l'arrêt de ce dernier. Pour les essais à déformation imposée, nous considérons que l'échantillon est cassé dès que la contrainte maximale chute d'un cycle à l'autre de 10 %, par rapport au régime installé. Pour les essais à contrainte imposée, l'échantillon est considéré comme rompu dès que la contrainte imposée n'est plus respectée en sollicitation.

Certains essais (MFC095A 1 et 2) ont été délibérément arrêtés durant la sollicitation cyclique, à différentes étapes de l'essai, afin d'observer les changements à la surface de l'échantillon au Microscopie Electronique à Balayage (MEB). Ce type d'essai sera étudié en détail dans le chapitre 3 de ce manuscrit.

Tableau 2.2. Tableau récapitulatif des essais : paramètres, nombre de cycles à rupture, observations et nomenclature.

Machine d'essai	Type d'essai	Amplitude appliquée	Rapport de chargement	Nombre de cycles	Observations particulières	nomenclature
INS-TRON	Essai de traction monotone. vitesse de déplacement = 2mm/min			Rupture		INS 01
						INS 02
MFC	Déformation Imposée	$\Delta\varepsilon=0,50\%$	$R_{\varepsilon}=-1$	11597	***	MFC 050N1
		$\Delta\varepsilon=0,95\%$		15711	***	MFC 050N2
				3024	***	MFC 095N1
				3838	***	MFC 095N2
				3958	***	MFC 095N3
				916	***	MFC 095N4
				3383	***	MFC 095N5
				1400	TT <sup>1</sup>	MFC 095TT1
				468	TT	MFC 095TT2
				3948	TT	MFC 095TT3
				3100	Arrêts pour MEB	MFC 095A1
				10	Arrêts pour MEB	MFC 095A2
		$\Delta\varepsilon=1,50\%$		580	EI <sup>2</sup>	MFC 150N1
	Contrainte imposée	$\Delta\sigma=50\text{MPa}$	$R=-1$	17235	***	MFC 50F
		$\Delta\sigma=62\text{MPa}$		5342	***	MFC 62F
MTS	Déformation Imposée	$\Delta\varepsilon=0,25\%$	$R_{\varepsilon}=0$	38032	***	MTS025RZ1
		$\Delta\varepsilon=0,75\%$		36764	***	MTS025RZ2
				2178	***	MTS075RZ1
				5695	***	MTS075RZ2
		$\Delta\varepsilon=1,5\%$	$R_{\varepsilon}=-1$	5043	***	MTS075N1
				1362	DC <sup>3</sup>	MTS075N2
				1448	***	MTS150N1

### 3. Comportement mécanique de l'aluminium pur à 99,95%

Dans cette partie, nous étudions le comportement mécanique de l'aluminium pur à 99,95%, sous chargement cyclique et sous chargement monotone.

<sup>1</sup> TT : Traitement Thermique appliqué sur l'échantillon

<sup>2</sup> EI : Essai Interrompu pour cause de problème technique

<sup>3</sup> DC : Durcissement Continue du matériau observé sur la contrainte maximale par cycle en fonction du nombre des cycles



### 3.1. Essais de traction monotone

Un matériau peut se déformer d'une façon réversible ou irréversible (élastique ou plastique) en réponse à la sollicitation qu'il subit. L'essai de traction permet de caractériser l'aptitude d'un matériau à se déformer plastiquement et définir des propriétés fondamentales telles que la limite d'élasticité, la charge à la rupture, l'allongement à la rupture, etc. Cet essai, régi par la norme NF EN 10002-1, consiste à réaliser, dans une éprouvette, un champ de contrainte uniforme uniaxiale de traction et à enregistrer l'allongement résultant. La Figure 2.9 illustre le comportement d'un échantillon d'aluminium pur à 99,95 % sous traction monotone à vitesse de déplacement constante ( $3 \cdot 10^{-2}$  mm/s).

Les captures photographiques présentées sur les Figure 2.10 et Figure 2.11 ont été prises au cours de l'essai de traction INS 01 sur une partie de la zone utile avec une Camera Low Motion Blue Fox, à une fréquence d'une capture par seconde. Nous avons pris soin que le déclenchement de la caméra soit synchronisé avec le début de l'essai de traction. Malheureusement, nous n'avons pas pu observer toute la longueur utile et la rupture finale est survenue en dehors de la zone couverte par la caméra.

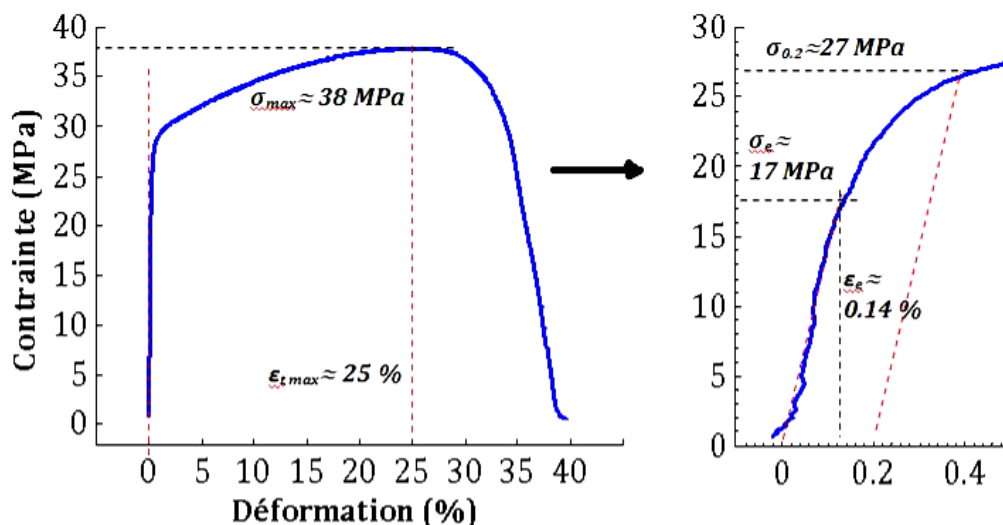


Figure 2.9. Contrainte en fonction de la déformation pour un essai de traction simple (essai INS 01) sur un aluminium pur à 99,95%

Sur cette Figure nous distinguons 3 domaines principaux :

- Un domaine linéaire qui correspond à la déformation élastique du matériau. La contrainte à l'extrémité de ce domaine élastique est dite limite d'élasticité :  $\sigma_e \approx 17 \text{ MPa}$ .
- Un domaine de déformation plastique uniforme qui s'étend entre la contrainte de limite élastique et un maximum correspondant à la contrainte maximale de traction  $\sigma_{max} \approx 38 \text{ MPa}$ . Sur ce domaine, une autre limite dite limite conventionnelle d'élasticité

est déterminée à un allongement de 0,2% :  $\sigma_{0,2} \approx 27$  MPa. Le long de ce domaine, l'effort appliqué sur l'éprouvette pour poursuivre la déformation croît de façon continue : phénomène de consolidation ou d'écrouissage. Durant ce phénomène, il y a une augmentation de la densité des dislocations qui ont tendance à s'enchevêtrer et se bloquer. En effet, le mécanisme physique activé pour le matériau étudié aux conditions citées est principalement le glissement des plan cristallographiques le long de la maille cristalline ce qui d'ailleurs témoigne du caractère plastique de la déformation induite dans l'échantillon.

- *Le domaine de striction* de l'échantillon commence dès que la contrainte commence à chuter, jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette. La Figure 2.10.a met en évidence la présence de deux zones de striction sur la zone utile de l'éprouvette lors de l'essai de traction INS 01. La Figure 2.10.b présente l'endroit où la rupture a eu lieu, qui correspond à la zone de striction supérieure de la même Figure 2.10.a.

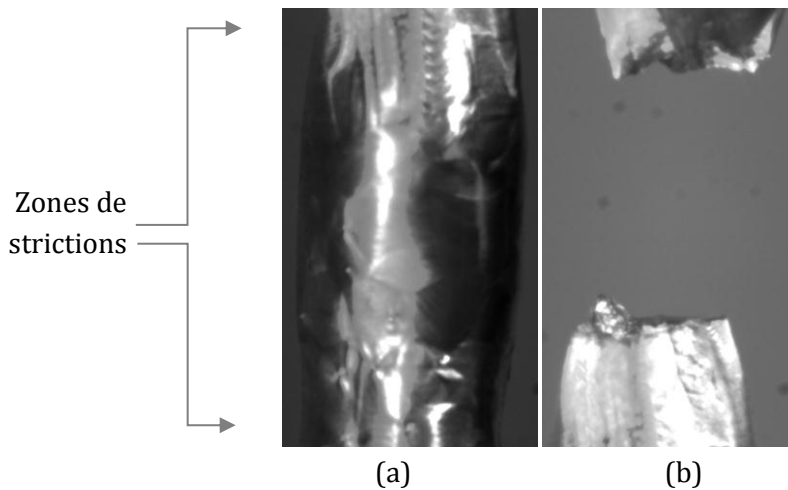


Figure 2.10. Captures photographiques : (a) deux zones de striction sur la zone utile de l'éprouvette, (b) rupture finale apparue sur la zone de striction supérieure. Essai de traction INS 01 sur de l'aluminium pur à 99,95%.

Le coefficient de striction  $Z$ , reliant la section utile du départ ( $S_0$ ) et celle de la striction ( $S_u$ ) obtenue après la rupture est :

$$Z(\%) = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \times 100$$

Nous obtenons  $Z = 86\%$ . L'aspect des faciès de rupture vient rappeler la nature ductile du matériau étudié. Il s'agit d'un faciès de rupture mat et fibreux [9].

La Figure 2.11 représente des prises de vue d'une partie de la zone utile de l'éprouvette à différentes contraintes et les déformations correspondantes. Nous pouvons remarquer les plans de glissements qui s'activent dans le domaine plastique et qui sont de

plus en plus nombreux à l'approche de la contrainte maximale de traction. Cette dernière dépassée la propagation de fissures engendre la rupture de l'échantillon sur la zone de striction.

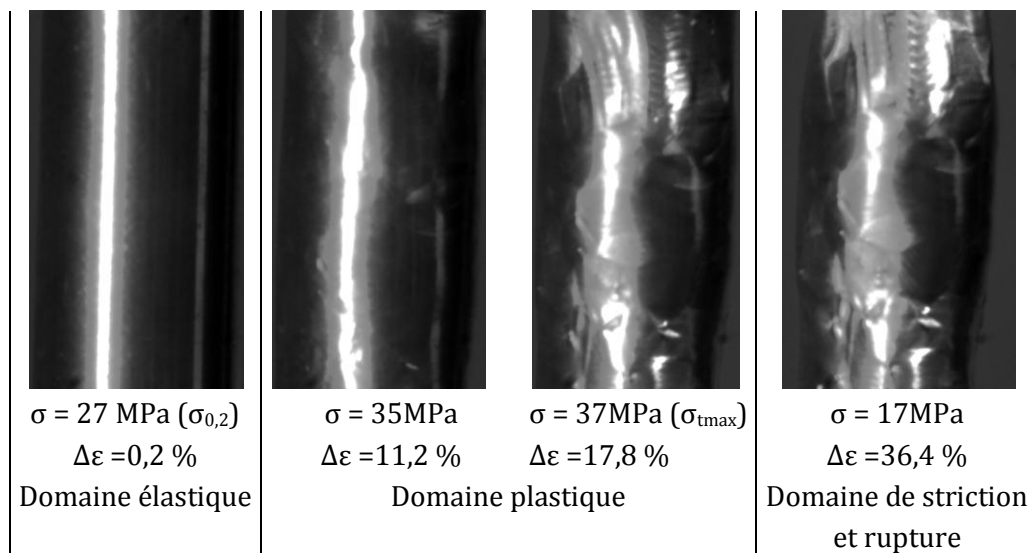


Figure 2.11. Captures photographiques d'une partie de la zone utile au cours de l'essai de traction INS 01.

### 3.2. Essais de fatigue cyclique à déformation imposée

Plusieurs études ont porté sur la déformation cyclique de l'aluminium pur (monocristallin et polycristallin) [12, 13, 22, 21]. Par exemple, Videm et Ryum [13] étudient le comportement d'échantillons polycristallins d'aluminium pur (99,99%) au cours d'essais cycliques. Les courbes de contrainte maximale en fonction du nombre de cycles décrites sur la Figure 2.12 sont les valeurs extrêmes des boucles d'hystérésis atteintes lors de sollicitations cycliques.

Pour leurs études, Videm et Ryum ont partitionné le comportement cyclique du matériau en trois stades principaux: écrouissage, adoucissement et écrouissage secondaire. Ces stades ont été partitionnés selon l'évolution de la contrainte maximale atteinte au cours de chaque cycle. Il a été établi que la vitesse d'écrouissage est beaucoup plus rapide durant le premier stade de durcissement que durant le stade d'écrouissage secondaire. Le deuxième stade connaît une diminution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles et donc un adoucissement cyclique du matériau.

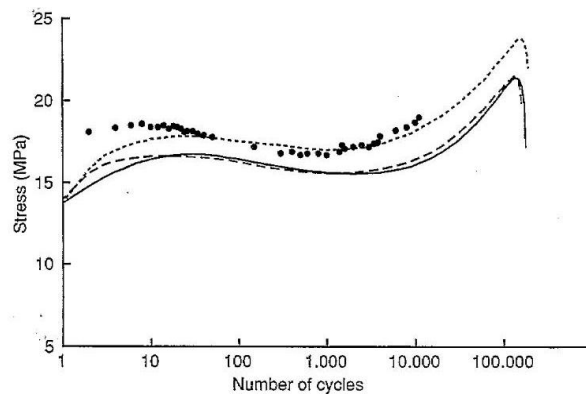


Figure 2.12. Contrainte maximale en fonction du nombre de cycle pour plusieurs échantillons polycristallins d'aluminium pur (99,99%) (Videm et Ryum, 1996) [13]

Dans le cadre de notre étude, un essai type est exposé afin d'illustrer le comportement mécanique du matériau: un essai de fatigue cyclique à déformation imposée MFC095N5 (Tableau 2.2, amplitude de déformation : 0,95 %, fréquence de chargement :  $f = 0,1$  Hz et rapport de chargement  $R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$ ). La Figure 2.13 présente l'évolution de la contrainte maximale atteinte à chaque cycle en fonction du nombre de cycles (échelle semi-logarithmique) pour trois essais à même déformation imposée afin d'illustrer la reproductibilité des phénomènes observés. Quelques boucles d'hystérésis de l'essai MFC095N5 sont représentées sur la Figure 2.14.

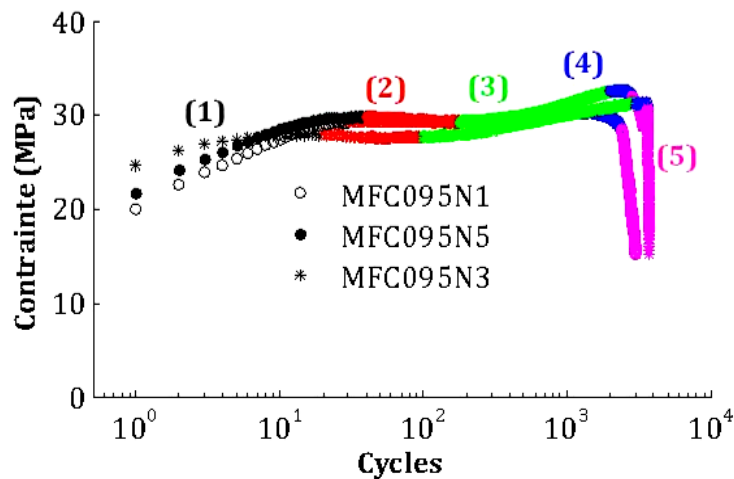


Figure 2.13. Contrainte maximale en fonction du nombre de cycles lors d'essais de fatigue cyclique à déformation imposée ( $\Delta\epsilon = 0,95$  %,  $f = 0,1$  Hz,  $R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$ )

Notons que la contrainte maximale augmente rapidement pendant les premiers cycles du chargement puis décroît momentanément pour ensuite augmenter à nouveau jusqu'à atteindre un maximum de contrainte juste avant la rupture finale de l'échantillon.

Nous avons choisi de partitionner nos essais en cinq principaux stades basés selon le

comportement de la contrainte maximale au cours des cycles de fatigue.<sup>4</sup>

**Ecrouissage primaire (1)** : la contrainte maximale augmente rapidement pendant les premiers cycles de fatigue (en général sur les trente premiers cycles).

**Adoucissement primaire (2)** : Une diminution de la contrainte maximale est observée au cours des cycles suivants jusqu'à atteindre un minimum de contrainte.

**Ecrouissage secondaire (3)** : la contrainte maximale croît à nouveau de cycle en cycle mais d'une manière moins marquée que pour le premier stade. Nous remarquons que la vitesse d'écrouissage pour ce stade est inférieure à celle au cours du premier stade  $\left(\frac{d\sigma_3}{dN} \ll \frac{d\sigma_1}{dN}\right)$ .

**Adoucissement secondaire (4)** : léger adoucissement de la contrainte maximale au cours des cycles.

**Rupture (5)** : stade final, la contrainte chute indiquant ainsi l'écroulement des propriétés mécaniques du matériau et la rupture (totale ou partielle) de l'échantillon.

Rappelons que le critère de rupture en fatigue plastique est la diminution d'un certain pourcentage de la contrainte de traction maximale par rapport au régime d'adoucissement établi durant l'essai [7].

La Figure 2.14 représente les cycles d'hystérésis, contrainte-déformation, des cinq premiers cycles de chaque stade de fatigue de l'essai MFC95N5 illustré sur la Figure 2.13.

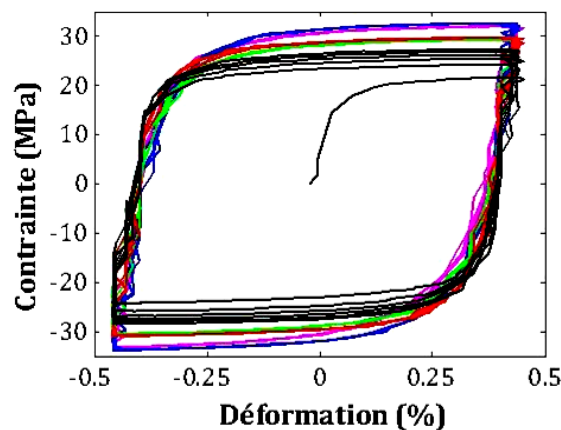


Figure 2.14. Hystérésis de contrainte-déformation des cinq premiers cycles pour chaque stade de fatigue, essai MFC095N5

---

<sup>4</sup> Le code couleur pour les cinq stades de fatigue (noir, rouge, vert, bleu, rose) sera respecté par la suite sur tout le manuscrit.

Les boucles de contrainte-déformation évoluent fortement pendant les tous premiers cycles (stade de l'écrouissage primaire) ensuite, leur forme se stabilise ou évolue plus lentement au cours des cycles. La forme de la boucle confirme le caractère ductile du matériau. En effet, selon la forme de la boucle (son caractère pointu ou rectangulaire), on peut conclure de la nature du matériau sollicité. De plus, l'évolution de la forme d'hystérésis peut être corrélée à l'évolution mécanique et microstructurale due à la déformation cyclique [46]. La Figure 2.15 [10] illustre trois comportements en contrainte-déformation correspondant à trois aciers de nature différente. Une forme plutôt rectangulaire indique que le comportement du matériau est ductile (dit également doux) impliquant une forte déformation plastique alors qu'une forme plutôt linéaire et pointue implique un comportement dur du matériau.

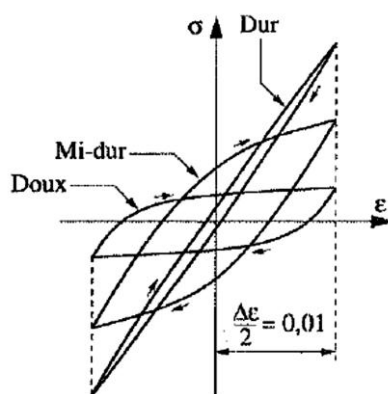


Figure 2.15. Représentation schématique du comportement en fatigue plastique de différents matériaux [10]

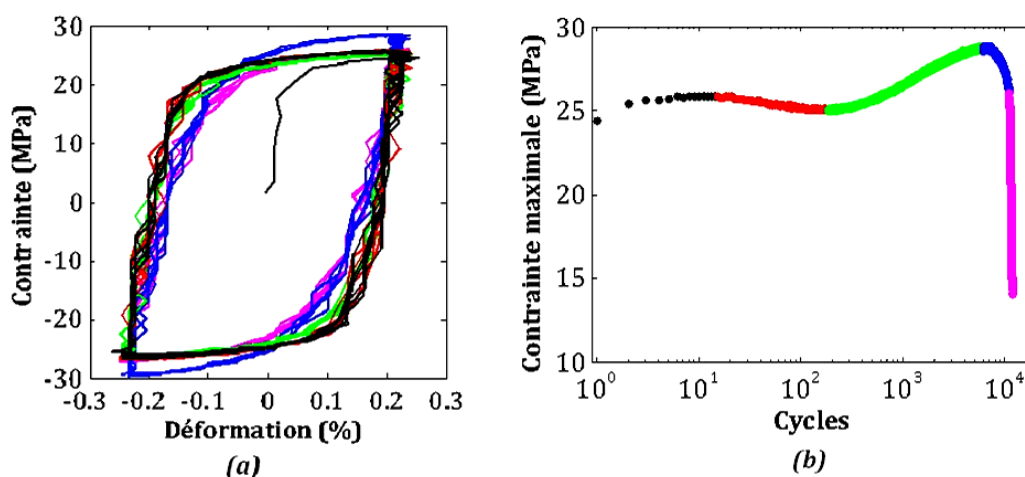


Figure 2.16. Essai de fatigue cyclique à déformation imposée MFC050N1 ( $\Delta\epsilon = 0,5\%$  et  $f = 0,1$  Hz); (a) Boucles de contrainte déformation, (b) Contrainte maximale en fonction du nombre de cycles

L'allure globale de la réponse macroscopique du matériau à un chargement cyclique

est reproductible même à une déformation imposée plus faible (Figure 2.16). Cependant, la contrainte maximale atteinte durant cet essai (29 MPa) reste inférieure à la contrainte maximale atteinte durant le premier stade des essais à  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$  (33 MPa) (Figure 2.13), ce qui confirme un moindre taux d'écrouissage par rapport au premier essai illustré.

### 3.3. Essais de fatigue cyclique à contrainte imposée

D'une manière générale, un matériau sollicité en fatigue cyclique à contrainte imposée peut afficher l'un des trois comportements limites suivants: l'adaptation, l'accommodation ou le phénomène du rochet (Figure 2.17). Ces phénomènes sont décrits selon l'évolution (phénomène du rochet) ou la stabilisation (adaptation, accommodation) de la déformation au cours de la sollicitation cyclique. Dans le cas de l'adaptation, le cycle stabilisé décrit un comportement élastique alors que lors de l'accommodation, il présente une boucle d'hystérésis. Dans le cas du phénomène de rochet, la déformation résiduelle du matériau ne cesse d'augmenter d'un cycle à l'autre, ce phénomène est considéré comme le plus dangereux car il conduit à la ruine rapide de la structure [54].

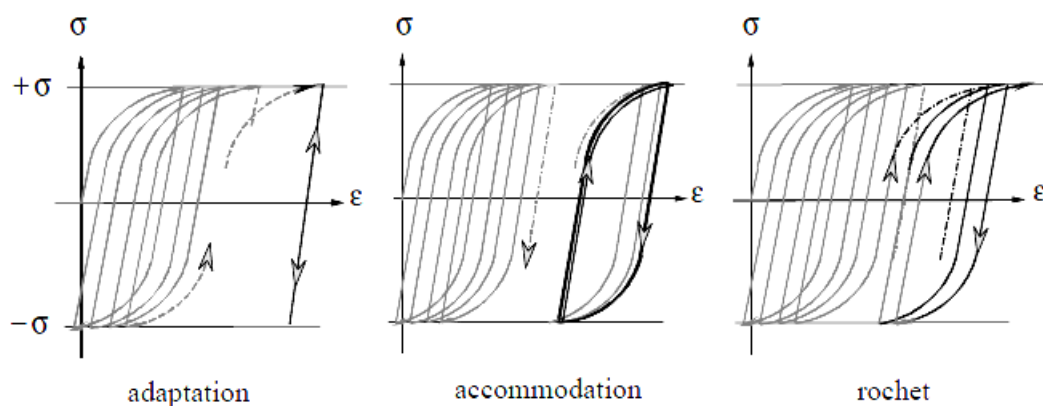


Figure 2.17. Les comportements limites d'un matériau sous chargement cyclique à contrainte imposée [54]

Nous proposons d'examiner l'essai MFC62F, essai à contrainte imposée avec  $\Delta\sigma = 62$  MPa et  $R = -1$  : les contraintes extrêmes atteintes au cours d'un cycle sont  $\pm 31$  MPa, la fréquence du chargement est  $f = 0,1$  Hz.

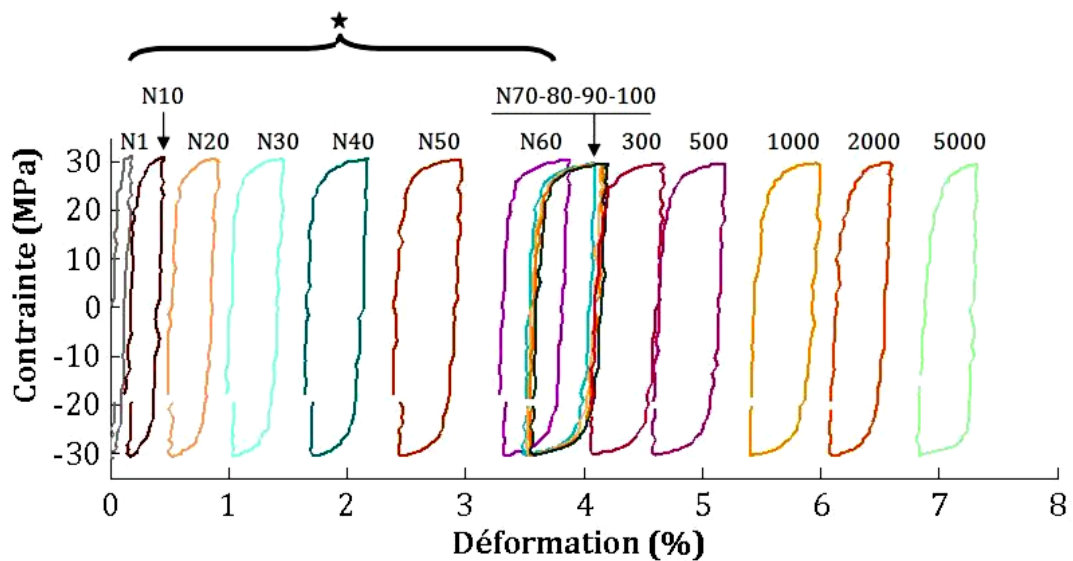


Figure 2.18. Boucles d'hystérésis de l'essai MFC62F ( $\Delta\sigma = 62 \text{ MP}$ ,  $f = 0,1 \text{ Hz}$ ,  $R = -1$ )

La Figure 2.18 illustre l'évolution des hystérésis de contrainte-déformation au cours de l'essai : des boucles d'hystérésis sont représentées à des intervalles de cycles plus ou moins rapprochés afin de montrer leur évolution. Nous notons que les boucles d'hystérésis décrivent un effet rochet tout le long de l'essai, toutefois à des vitesses différentes. En effet, nous remarquons une évolution en rochet bien plus rapide sur les cycles allant du 1<sup>er</sup> au 60<sup>ème</sup> et du 300<sup>ème</sup> à la fin de l'essai que sur l'intervalle allant du cycle 70 au 100<sup>ème</sup> cycle.

La Figure 2.19 montre l'évolution de la déformation maximale par cycle et de l'amplitude de déformation d'un cycle à l'autre. La déformation maximale par cycle permet de suivre l'évolution de la déformation plastique cumulée d'un cycle à l'autre en considérant que les variations de la déformation élastique au cours de l'essai sont négligeables devant celles de la déformation plastique résiduelle.

D'après la Figure 2.19, nous constatons que la déformation maximale de l'échantillon atteint plus de 50% de la déformation totale en moins de 2% du temps total (zone repérée par une ★ sur la Figure 2.18 et la Figure 2.19). A amplitude de contrainte constante, l'augmentation de l'amplitude de la déformation implique un adoucissement cyclique du matériau alors qu'une diminution de l'amplitude de déformation est due à un durcissement.



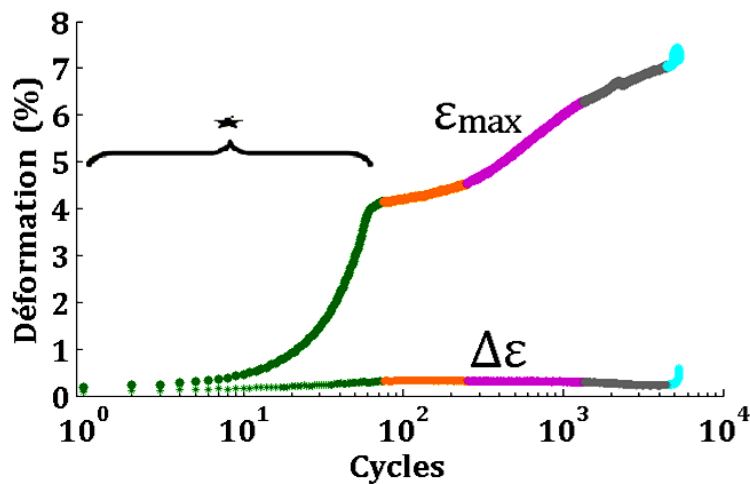


Figure 2.19. Evolution de la déformation maximale et de l'amplitude de déformation en fonction du nombre des cycles pour un essai à contrainte imposée : MFC62F

Nous notons sur les figures Figure 2.18 et Figure 2.19 une variation de la vitesse d'adoucissement au cours de l'essai. Nous avons délimité les zones de nos essais soit en fonction de la nature de la réponse du matériau (adoucissement ou durcissement) soit en fonction des différentes vitesses telles qu'illustrées sur la Figure 2.19 (différentes couleurs).

Notons que, à l'exception de l'avant dernière portion de l'essai illustré sur la Figure 2.19 et qui précède immédiatement l'effondrement total de l'échantillon sollicité, le matériau enregistre un adoucissement continu au cours de la sollicitation.

## 4. Conclusions

Différents essais à contrainte et à amplitude de déformation imposée ont été effectués sur des échantillons d'aluminium pur comme matériau modèle afin d'étudier le comportement sous chargement cyclique.

Les essais de tractions ont été conduits afin d'examiner les différentes caractéristiques du matériau testé : le seuil de plasticité, la déformation du matériau, la contrainte à rupture, etc. Ces tests ont montré qu'il s'agit d'un métal ductile ayant une limite d'élasticité relativement basse ce qui implique que la plastification du matériau en question commence tôt.

La majorité des essais à déformation imposée montre l'existence de cinq principaux stades de fatigue, délimités sur les courbes contrainte maximale par cycle en fonction du nombre de cycles. Nous avons noté un premier stade d'écrouissage dit écrouissage primaire, ensuite un stade d'adoucissement primaire. Le troisième temps est un stade

d'écrouissage secondaire suivi d'un stade d'adoucissement secondaire qui précède le stade ultime de fatigue dit stade de rupture.

Les essais cycliques à contrainte imposée ont révélé un comportement de type rochet. L'échantillon sollicité montre un adoucissement cyclique pendant la quasi-totalité de la sollicitation traduisant un abaissement de la limite d'élasticité et par conséquent l'augmentation du taux de plastification du matériau.

Lors du chapitre suivant, nous nous focaliserons sur les phénomènes microstructuraux induits lors de la sollicitation cyclique à déformation imposée du matériau exploré.



### **Chapitre 3. Mécanismes de glissement, déformation cyclique et endommagement : Analyse microstructurale**

Ce chapitre discute les mécanismes de déformation plastique, les structures de dislocations et l'endommagement intervenant dans l'aluminium pur lors d'essais de fatigue cyclique. Des observations par Microscopie Électronique à Balayage sont présentées et confrontées à des études bibliographiques exploitant d'autres techniques telles que la Microscopie Électronique par Transmission.



# 1. Mécanismes de déformation plastique et endommagement

On associe généralement aux dislocations la possibilité de déformer plastiquement les matériaux cristallins qu'ils soient métalliques ou non [55]. Une dislocation est caractérisée par deux vecteurs : le vecteur de ligne (noté  $\xi$  et tangent en tout point à la ligne L qui limite le front de cette coupure) et le vecteur de déplacement (vecteur de Burgers :  $b$ ). Le vecteur de déplacement est constant le long de la ligne, par conséquent une ligne de dislocation doit nécessairement déboucher sur un défaut (surface, joint de grain, précipité, autre dislocation) et ne peut pas se terminer au sein du matériau. [44]

Une observation en coupe de la surface d'un échantillon dans lequel plusieurs lignes de dislocations ont pu être activées montre que ces lignes sont dues aux glissements le long de plans de la maille cristalline, à la manière de cartes glissant les unes sur les autres (Figure 3.1) formant ainsi des marches à la surface de l'échantillon. Chaque marche observée à la surface est en fait la résultante du mouvement d'un grand nombre de dislocations dans le même plan cristallin. Ces marches sont appelées plus couramment des Bandes de Glissement Persistantes (BGP).

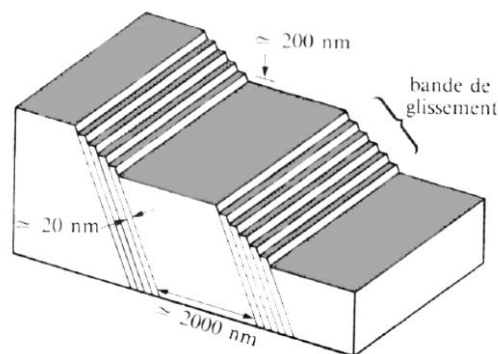


Figure 3.1 Schéma de la formation de bandes de glissement [56]

Essemann *et al.* [57] ont proposé un modèle (modèle EGM) pour décrire le mécanisme de formation des bandes de glissement persistantes (BGP) dans un matériau sous contrainte cyclique (Figure 3.2).

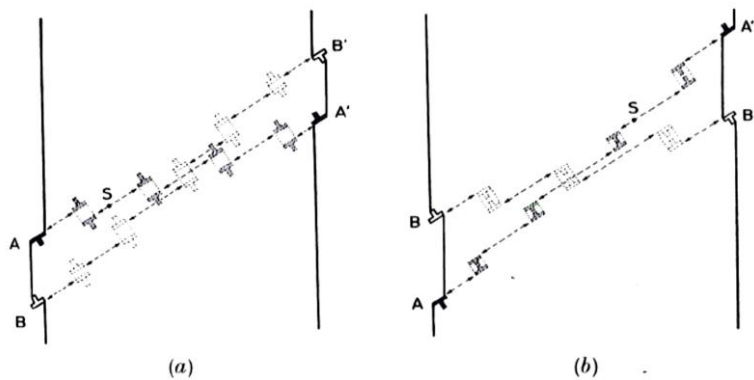


Figure 3.2. Mécanismes basiques de dislocations dans les BGP, (a) extrusion, (b) intrusion, symboles de dislocation pleins et creux correspondent aux séquences de glissement AA' et BB' respectivement sous traction et compression [57]

On considérera les mécanismes microstructuraux [14] suivants dans les analyses qui vont suivre :

- « cross-slip », impliquant que l'avancement du glissement et son recul ne se fait pas dans le même plan lors du chargement cyclique du matériau.
- L'annihilation mutuelle des différentes dislocations vis et coin : à chaque fois qu'une dislocation est annihilée, le chemin du glissement est terminé, ce qui implique qu'une déformation inverse ne peut pas se produire selon le même plan de glissement.
- Les plans de glissement sont orientés aléatoirement. L'effet aléatoire est dû aux orientations de plans cristallographiques des grains.

Toutes ces irréversibilités du glissement vont se manifester d'une façon ou d'une autre à la surface du matériau et vont contribuer à l'évolution graduelle de l'endommagement par fatigue. [14]

## 2. Protocole expérimental

### 2.1. Essais interrompus

Nous étudions les changements microstructuraux de l'aluminium pur au cours des différents stades d'essais de fatigue cyclique à déformation imposée. Nous avons choisi d'effectuer ces essais sous une amplitude de déformation imposée  $\Delta\epsilon = 0,95\%$  avec un rapport de chargement  $R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$  et une fréquence de sollicitation  $f = 0,1\text{Hz}$ .

Ces essais (MFC095A 1 et 2, évoqués dans le paragraphe 2.3 du chapitre précédent)

sont arrêtés à chaque stade de fatigue afin d'observer au MEB l'évolution de l'état de surface de l'échantillon sollicité.

## 2.2. MEB

Les observations au MEB sont réalisées grâce à un microscope Supra 55 VP (ZEISS), avec un détecteur d'électrons secondaires. Pour ce type d'observations, les échantillons sont préalablement polis avec des disques SiC (grains de 400 à 1200), puis avec des suspensions diamantées (3  $\mu\text{m}$ ) et silice colloïdale (1  $\mu\text{m}$ ), avant toute sollicitation cyclique. Pour finir, un polissage électrolytique (LectroPol-5, Struers) avec un mélange de D11/A et D11/B (électrolyte pour polysec de Presi) est mené.

La Figure 3.3 montre la différence de l'état de surface d'une éprouvette polie non sollicitée et d'une éprouvette sollicitée pendant quelques milliers de cycles (3000 cycles).

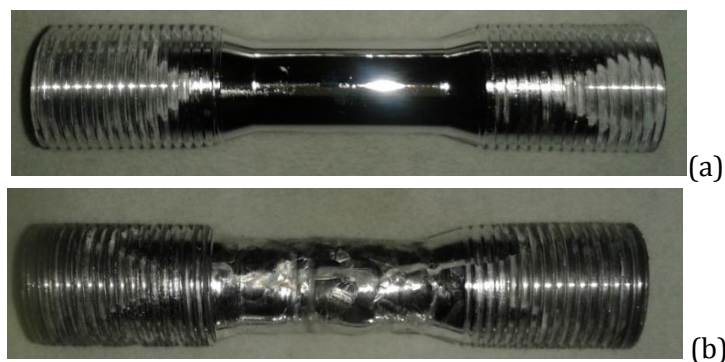


Figure 3.3. Eprouvette MFC (finition polissage électrolytique) : (a) éprouvette vierge, (b) essai MFC095A1 éprouvette cyclée et arrêtée à 3000 cycles.

## 3. Comportement cyclique de l'aluminium pur et mécanismes de déformation associés

La courbe de consolidation cyclique correspondant aux deux essais interrompus (MFC095A 1 et 2) est illustrée sur la Figure 3.4. Durant ces essais, des arrêts ont été effectués au cours des stades de fatigue (approximativement au milieu de chaque stade) et non aux limites. Après avoir mis bout à bout les différentes portions de sollicitations (représentées chacune en une couleur différente), les cinq stades de fatigue décelés dans le chapitre précédent sont retrouvés:

**(1) Ecrouissage primaire** : MFC095A2, arrêt effectué après 10 cycles.

**(2) Adoucissement primaire** : MFC095A1, arrêt à 100 cycles.

**(3) Ecrouissage secondaire** : MFC095A1, arrêt au 600<sup>ème</sup> cycle.



(4) **Adoucissement secondaire** : MFC095A1, arrêt au 1100<sup>ème</sup> cycle.

(5) **Rupture** : MFC095A1, arrêt au 2100<sup>ème</sup> cycle.

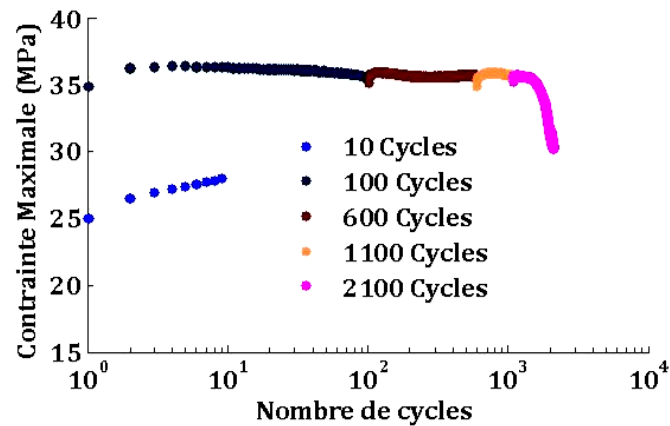


Figure 3.4. Contrainte maximale en fonction du nombre de cycles : essais à  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$ , (MFC095A1 et MFC095A2)

Nos observations au MEB de l'évolution microstructurale du matériau au cours des différents stades de fatigue seront complétées par les observations sous microscope électronique à transmission (MET) de monocristaux d'aluminium pur effectués par Videm et Ryum [12]. Ceux-ci ont étudié le comportement cyclique de quelques échantillons monocristallins d'aluminium pur (Figure 3.5 et Figure 3.6). La Figure 3.5 illustre la reproductibilité du comportement observé pour plusieurs échantillons monocristallins à une même amplitude de déformation alors que la Figure 3.6 montre la reproductibilité globale selon des amplitudes de déformations différentes. Nous notons que l'on retrouve bien les cinq stades observés aussi dans notre cas.

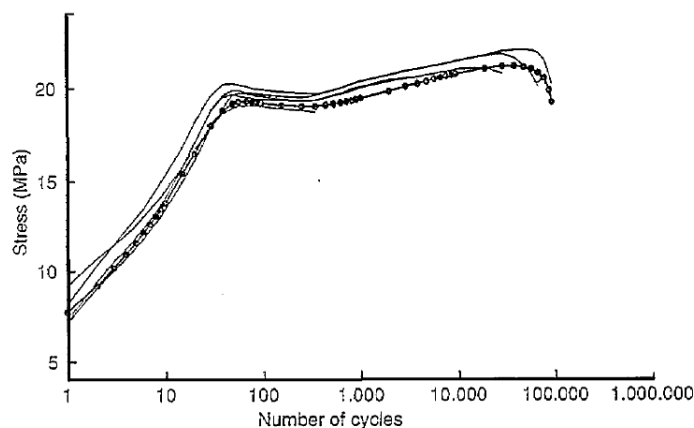


Figure 3.5. Contrainte maximale en fonction du nombre de cycle pour plusieurs échantillons monocristallins d'aluminium pur (Videm et Ryum, 1996) [12]

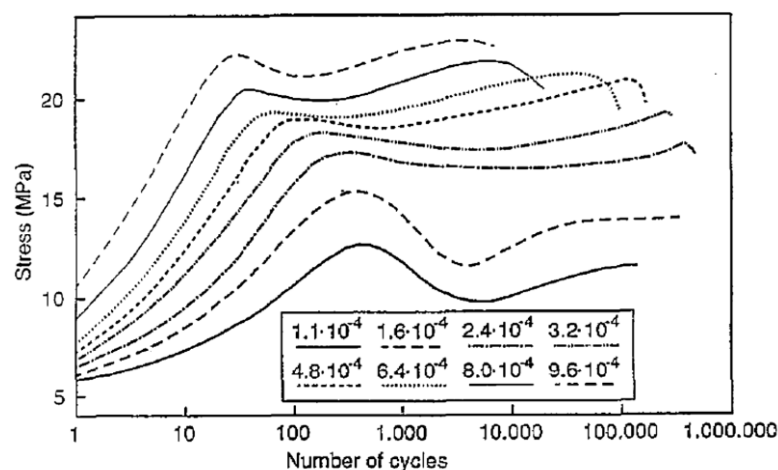
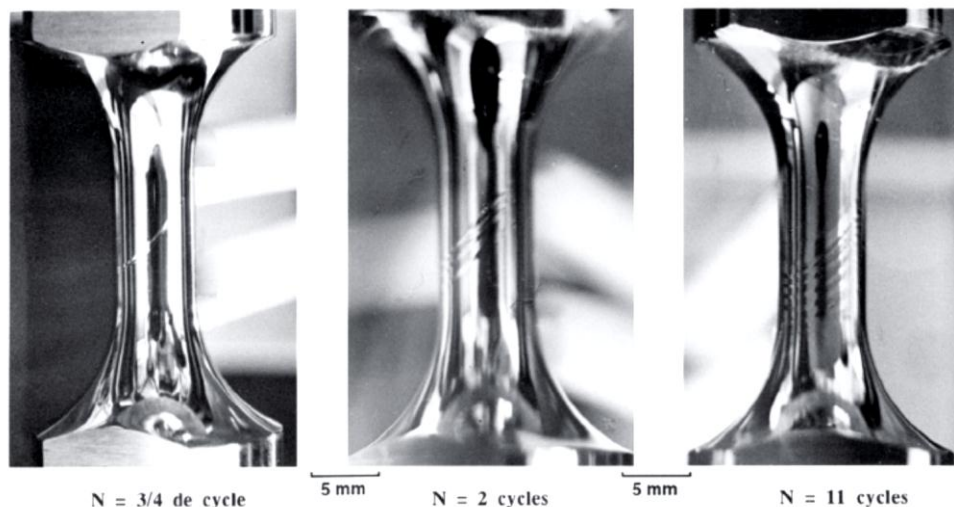


Figure 3.6. Contrainte maximale en fonction du nombre de cycle pour des échantillons monocristallins sollicités à différentes amplitudes de déformation plastique, de l'ordre de  $10^{-3}$ ,  $10^{-4}$  (Videm et Ryum, 1996) [12]

### 3.1. 1<sup>er</sup> stade : Ecrouissage primaire

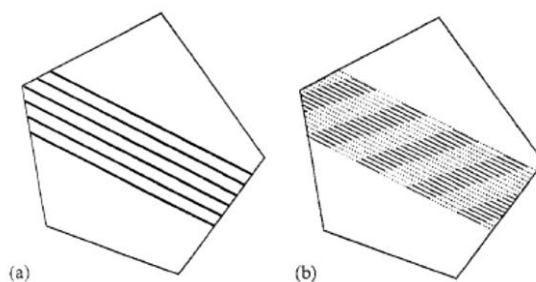
Plusieurs études ont porté sur la fatigue des métaux, notamment sur les changements microstructuraux que la surface de l'échantillon pourrait présenter. Kocks et al [58] ont montré que des lignes parallèles apparaissent à la surface d'un échantillon d'aluminium dont la surface est parfaitement polie dès qu'il est déformé plastiquement (Figure 3.7) ; celles-ci sont espacées de quelques dizaines de nanomètres et font un angle large par rapport à la direction du chargement. Ces lignes sont le résultat de l'émergence des dislocations, lors du chargement, qui se concentrent dans des BGP formant ainsi des marches (bandes d'extrusion/intrusion) à la surface de l'échantillon. [13, 56, 59, 60]



*Figure 3.7. Activation successive des plans de glissement dans une éprouvette monocristalline d'aluminium, cas d'un chargement cyclique (observations après le 1<sup>er</sup> cycle ( $\frac{3}{4}$ ), 2<sup>ème</sup> cycle et 11<sup>ème</sup> cycle) [58]*

En poursuivant le chargement cyclique, les lignes de glissements apparues en surface finissent par couvrir la surface de l'échantillon et une texture type « cordes » domine [13, 12].

Durant le premier stade de fatigue, Videm et Ryum [13, 12] et Vorren et Ryum [21, 22] ont noté l'apparition des BGP sous forme de « macrobandes » à la surface de l'aluminium mono et polycristallin (Figure 3.8.b), localisées sur certaines zones à la surface de l'échantillon.



*Figure 3.8. Schéma de la distribution des lignes de glissement développées durant la déformation cyclique d'un grain de (a) Cuivre, (b) Aluminium [13]*

Videm et Ryum [12, 13] évoquent l'établissement d'une structure irrégulière de cellules de dislocations (paquets) durant le premier stade de fatigue dans l'aluminium pur (Figure 3.9, observations faites par Microscope Electronique à Transmission MET) [12].

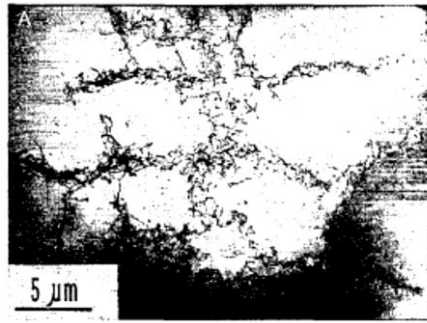


Figure 3.9. Arrangement de dislocations dans la direction normale à l'axe de chargement : 1<sup>er</sup> stade de fatigue (N=45 cycles sur la Figure 3.5, échantillon en aluminium pur) [12]

Nous notons également l'apparition de BGP en macrobandes au premier stade de fatigue (10<sup>ème</sup> cycle) sur nos observations MEB (Figure 3.10.a, repérés par des accolades). Dès les premiers cycles du chargement, le matériau est plastifié et quelques groupes de lignes de glissements sont observés à la surface de certains grains.

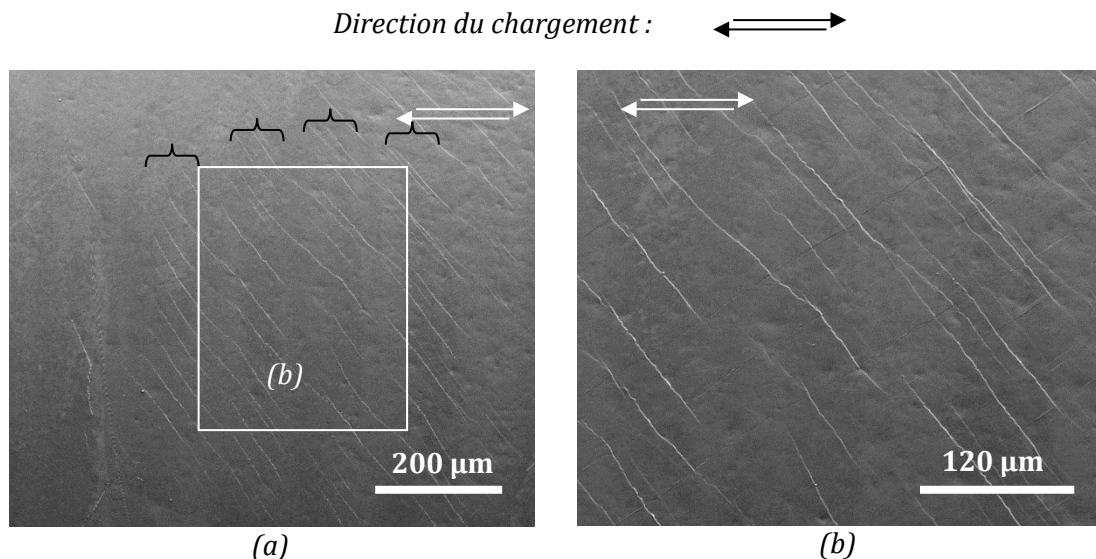


Figure 3.10. Micrographies MEB au 10<sup>ème</sup> cycle (1<sup>er</sup> stade de fatigue, Essai MFC095A2), (a) apparition de BGP en macrobandes (repérés par les accolades) ; (b) agrandissement de l'encadré « b » dans (a)

### 3.2. 2<sup>ème</sup> stade : Adoucissement primaire

D'un cycle à l'autre, les BGP se multiplient et la distance entre deux lignes successives diminue. Ceci implique l'activation continue de nouveaux plans de glissement à chaque chargement/déchargement de l'échantillon. La plupart du temps, les bandes de glisse-

ments s'arrêtent aux joints de grains et n'initient pas de glissement dans un grain voisin [13].

A partir du second stade, l'adoucissement primaire, la morphologie en « cordes » se transforme graduellement en une structure en « tissu » ; des lignes secondaires de directions différentes de celles des cordes commencent à apparaître et forment ainsi «un tissu». En observant les structures de dislocations dans une direction orthogonale à l'axe de chargement, on remarque la réorganisation de cette structure en cellules régulières délimitées par des murs de dislocations (Figure 3.11). Cette structure s'affine de plus en plus avec la continuation du chargement cyclique tout au long de ce stade et les paquets s'organisent dans des structures plus fines formant ainsi des murs parallèles et des structures de type labyrinthes de dislocations. [13, 12]

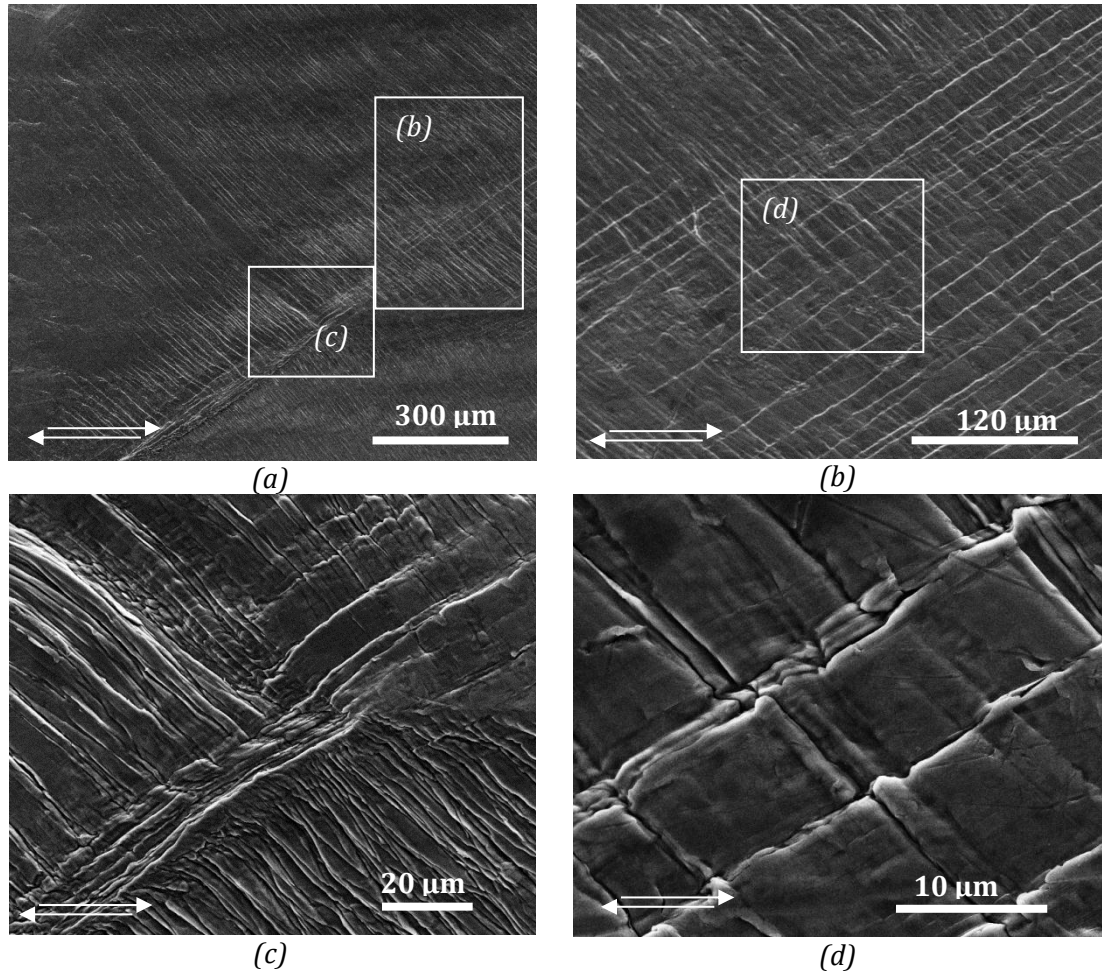


*Figure 3.11. Arrangement de dislocations dans la direction normale à l'axe de chargement : 2<sup>ème</sup> stade de fatigue (N=400 sur la Figure 3.5, échantillon en aluminium pur) [12]*

Nous avons observé le même phénomène sur notre échantillon arrêté au cours du deuxième stade (Figure 3.12). En effet, d'autres lignes se forment, ce qui déclenche des glissements le long d'autres plans cristallographiques.

L'adoucissement s'explique alors par deux principaux phénomènes :

- Le réarrangement de la microstructure développée au cours de la première phase.
- La mobilisation de systèmes supplémentaires de glissements



*Figure 3.12. Micrographies MEB après 100 cycles (2<sup>ème</sup> stade de fatigue, essai MFC095A1), (a) vue sur trois grains adjacents présentant des BGPs ; (b) agrandissement de l'encadré « b » dans (a) ; (c) agrandissement de l'encadré « c » dans (a) ; (d) agrandissement de l'encadré « d » dans (b)*

A partir du deuxième stade de fatigue, un relief particulier se forme aux joints de grains. En effet, les bandes d'extrusion/intrusion formées suite aux plans de glissements activés, en émergeant à la surface de l'échantillon, se rencontrent aux joints de grains et des reliefs de collision apparaissent dans ces zones (Figure 3.12. a et c).

### 3.3. 3<sup>ème</sup> stade : Écrouissage secondaire

Les structures de dislocations dans le matériau évoluent continuellement avec la sollicitation cyclique du matériau. La structure établie pendant le deuxième stade de fatigue (Figure 3.11) s'affine graduellement et les enchevêtrements (les lignes de dislocations apparaissant en noir sur les figures METTENT) diminuent de plus en plus pour marquer les murs de dislocations qui, au cours du 3<sup>ème</sup> stade de fatigue, deviennent interconnectés entre eux avec des murs plus courts (Figure 3.13). [12]

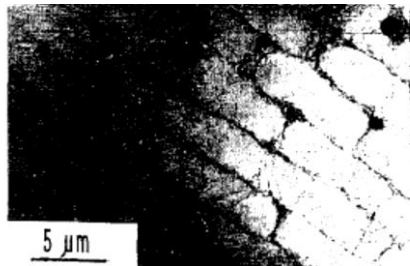
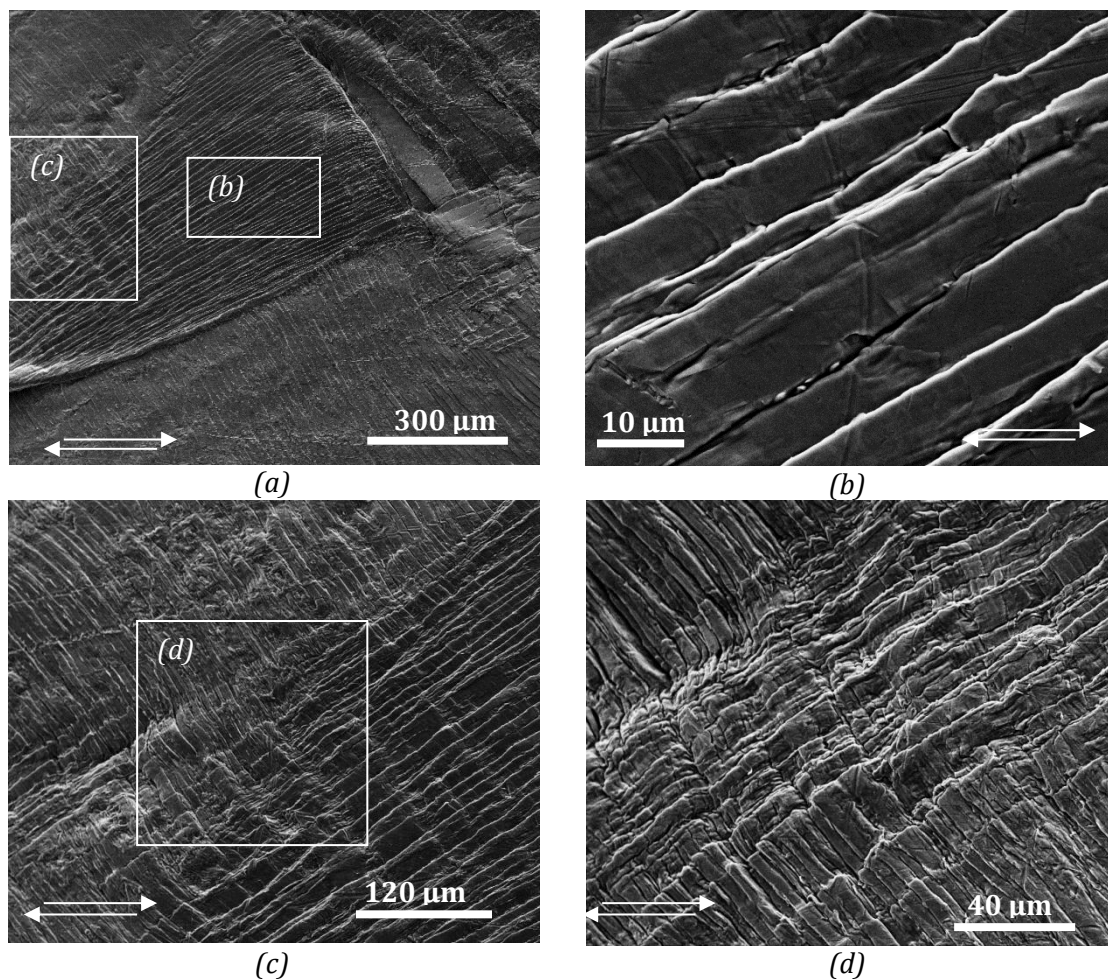


Figure 3.13. Structures de dislocations durant le 3<sup>ème</sup> stade de fatigue ( $N=1500$  sur la Figure 3.6,  $\epsilon_{pl} = 4,8 \cdot 10^{-4}$ , échantillon en aluminium pur). [12]

Les reliefs, formés au cours du second stade, sont de plus en plus larges et ne se rencontrent plus uniquement sur les joints de grains (stade 2, Figure 3.12.c) mais également au sein d'un même grain à la rencontre de deux groupes de BGP de directions différentes (Figure 3.14. c et d). Ceci est dû principalement au fait que les BGP se multiplient d'un cycle à l'autre et augmentent ainsi les collisions (entre elles). Les bandes d'extrusion émergent à la surface de l'échantillon selon des directions différentes d'un grain à l'autre et se rencontrent ainsi aux joints de grains ou bien selon des plans de directions différentes dans un même grain.

D'une façon générale, l'endommagement par fatigue s'initie à la surface, il est donc important de s'intéresser aux irréversibilités dues aux glissements cycliques à la surface. Toute dislocation qui émerge à la surface durant le chargement et qui ne rebrousse pas chemin durant le déchargement laissera derrière elle une marche irréversible. Ainsi, l'accumulation des marches irréversibles durant le chargement cyclique mènera à l'augmentation graduelle de la rugosité, avec des sites de concentration locale de contrainte dans lesquels des microfissures pourraient se former. [14].



*Figure 3.14. Micrographies MEB au 600<sup>ème</sup> cycle (3<sup>ème</sup> stade de fatigue, essai MFC095A1) ; (a) BGPs apparaissant selon deux directions différentes sur un même grain ; (b) agrandissement de l'encadré « b » dans (a) ; (c) agrandissement de l'encadré « c » dans (a) ; (d) agrandissement de l'encadré « d » dans (c)*

### 3.4. 4<sup>ème</sup> stade : Adoucissement secondaire

La structure organisée de murs de dislocations durant le troisième stade (Figure 3.13) se voit graduellement détruite et les murs se courbent au cours du 4<sup>ème</sup> stade de fatigue (Figure 3.15) jusqu'à obtenir une structure de cellules de dislocations. [12]



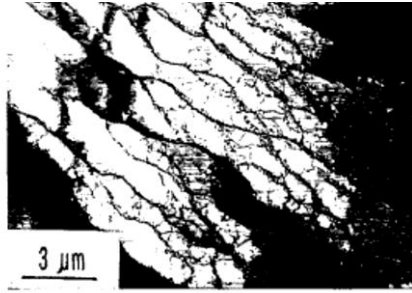


Figure 3.15. Structures de dislocations durant le 4<sup>ème</sup> stade de fatigue ( $N=60800$  sur la Figure 3.6,  $\epsilon_{pl} = 4,8 \cdot 10^{-4}$ , échantillon en aluminium pur). [12]

Selon la position du grain dans l'échantillon (s'il est de surface ou interne) les BGP peuvent émerger de deux façons : à la surface de l'échantillon s'il s'agit d'un grain de surface ou aux joints des grains dans le cas d'un grain interne (Figure 3.16).

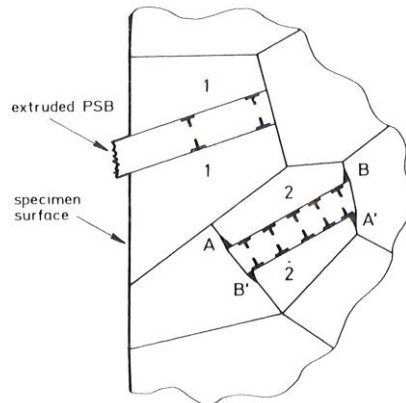
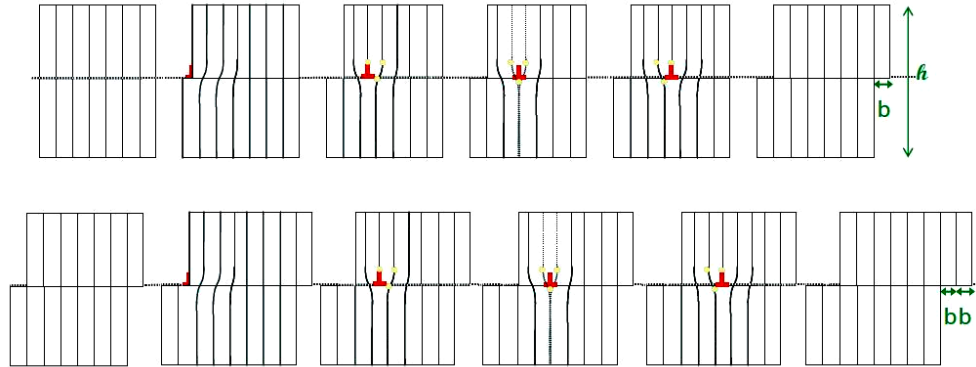


Figure 3.16. BGP dans un polycristal (a) grain de surface, (b) grain intérieur [57]

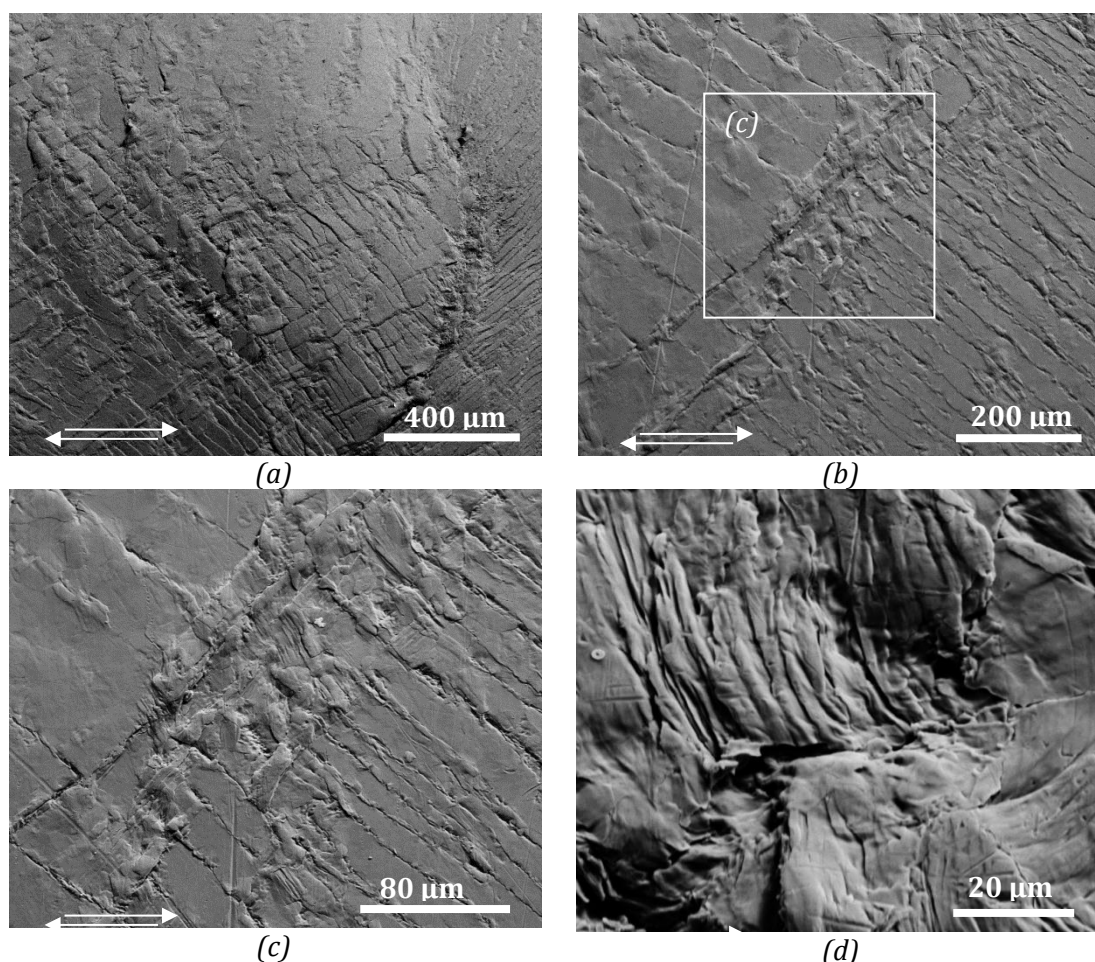
Dans le cas d'un grain de surface (Figure 3.16.a) dont l'orientation est favorable, et dans lequel une BGP est formée, les dislocations peuvent quitter l'échantillon et relâcher les contraintes à la frontière du grain en formant ainsi une extrusion à la surface de l'échantillon. L'exemple de la Figure 3.17 illustre l'avancement d'une première ligne de dislocation qui émerge à la surface d'un monocristal avec une extrusion de hauteur  $b$  (vecteur de burgers), suivi de l'activation d'une deuxième ligne de dislocation selon le même plan de glissement que la première, le résultat se résume en une extrusion d'une hauteur égale à  $2b$ .



*Figure 3.17. Monocristal de hauteur  $h$  : avancement d'une première ligne de dislocation coin suivi par l'avancement d'une seconde ligne de dislocation activée selon le même plan de glissement que la première ( $b$  : vecteur de burgers)*

La deuxième configuration possible pour un grain est le cas d'un grain interne (Figure 3.16.b) ou d'un grain de surface dont le vecteur actif de glissement aurait une large composante parallèle à la surface de l'échantillon. En raison des contraintes exercées par les grains voisins, la formation des BGP risque d'être entravée. Sous de pareilles conditions, il est possible qu'une BGP nucléée avance dans le grain comme indiqué sur la Figure 3.16 sans pouvoir le traverser. Si des BGP se forment, la contrainte appliquée empirera les interfaces de dislocations sur A et A' (ou B et B'). La concentration de contraintes associée connaîtra alors une initiation de fissure dans les joints de grains par analogie au mécanisme proposé par Zener (1948) [57].

Selon leur orientation, les grains peuvent présenter des endommagements plus ou moins sévères (Figure 3.18) : le grain de droite des Figure 3.18.b et c présente des BGP plus nombreuses et moins espacées qu'au grain voisin de gauche. D'autres grains peuvent présenter des BGP avec des directions différentes et qui s'entrecoupent donnant ainsi naissance à des « ilots » (Figure 3.18 a).



*Figure 3.18. Micrographies MEB au 1100<sup>ème</sup> cycle (4<sup>ème</sup> stade de fatigue, essai MFC095A1) ; (a), (b) et (d) micrographies montrant la sévérité de l'endommagement de la surface à cause des multiples BGPs apparaissant à la surface et les collisions entre elles (différentes zones et agrandissements); (c) agrandissement de l'encadré « c » dans (b)*

Les endroits les plus sévèrement atteints restent ceux qui ont connu des « collisions » entre les différents systèmes de glissement. On observe soit des reliefs de collisions entre les BGP (Figure 3.18 d) : une topographie de vallées et de montagnes se forme, soit des grains qui commencent à se démarquer du volume de l'échantillon ayant tendance à « gonfler ». Ceci peut être dû au fait que, finalement, toutes les BGP dans les grains de surface ne finissent pas par émerger sur la surface libre du grain. D'autres interactions peuvent également intervenir, notamment celles entre un grain de surface et un grain intérieur.

D'une façon similaire à celle des collisions qui sont visibles à la surface, on peut imaginer des collisions dans le volume qui font que les grains se repoussent entre eux. Par conséquent, les grains de surface, ayant une surface libre, sont facilement extirpés du volume pour soulager les contraintes intergranulaires afin d'atteindre un état d'équilibre et d'assurer la continuité géométrique de la structure granulaire de l'échantillon. Une dé-

cohésion (partielle ou complète) du grain de surface des autres grains de volume est également possible à cause de ce phénomène de croissance des BGP et l'augmentation de densité de dislocations qui en résulte.

Ce changement de la structure granulaire du matériau et les différentes interactions entre les systèmes de glissement peuvent expliquer la réponse macroscopique globale de l'échantillon (Figure 3.4) ; notamment la diminution de la contrainte maximale par cycle qui implique que l'échantillon résiste de moins en moins aux sollicitations qui lui sont appliquées.

### 3.5. 5<sup>ème</sup> stade : Rupture

Les BGP qui émergent à la surface, les fissures qui se créent et les reliefs (bourrelets et strictions) qui apparaissent sur l'éprouvette (Figure 3.3, Figure 3.19.a), conduisent à la dégradation graduelle de l'état de surface (d'un stade à l'autre) ainsi que l'altération de la forme de la partie sollicitée de l'éprouvette (Figure 3.3).

Nous considérons que l'échantillon est cassé à la fin du 5<sup>ème</sup> et dernier stade (même si la contrainte n'a pas atteint zéro). En effet, ce stade est considéré terminal vu l'effondrement de la contrainte maximale.

Rappelons que la ruine par fatigue d'un matériau passe principalement par trois étapes relatives à l'évolution des fissures. Ces étapes consistent en l'amorçage, la propagation (lente) et la rupture suite à la propagation brutale de ces fissures. Dans les matériaux ductiles, l'amorçage peut se faire sur plusieurs sites sur l'éprouvette et dépend de la direction des efforts appliqués : potentiellement, les sites d'amorçage de microfissures peuvent être des défauts de surface dus à la mise en œuvre (stries d'usinage), des joints de grains, des inclusions dans le matériau, des précipités sur les joints des grains, etc.... Les bandes de glissements peuvent également conduire à l'apparition de microfissures par le mécanisme d'extrusion-intrusion suite à la création d'irrégularités à la surface (Figure 3.2). [10]

Il est possible de voir sur les observations au MEB (Figure 3.19) prises au cours des différents stades de l'essai MFC095A1 que les BGP sont des sites potentiels de nucléation de fissures. En effet, plusieurs microfissures peuvent s'initier sur la surface d'une éprouvette. Deux scénarios sont possibles dans ce cas : ces microfissures peuvent se propager séparément ou coalescer si elles sont assez rapprochées. Dans certains cas, la coalescence de plusieurs microfissures peut donner naissance à une macrofissure principale qui sera responsable de la rupture finale de l'échantillon. Autrement, la macrofissure principale peut tout simplement résulter de la propagation continue d'une des microfissures créées au sein du matériau.

La Figure 3.19 (a, c et d) présente clairement plusieurs sites éventuels de microfissures aux interfaces créées par les BGP. Ces observations ne donnent malheureusement pas une idée de la profondeur de ces creux créés aux interfaces en question. Toutefois, on observe une fissure majeure qui semble s'initier (Figure 3.19.b) dans une vallée sur la circonférence de l'éprouvette et qui s'étend sur environ 3 mm (Figure 3.19.a).

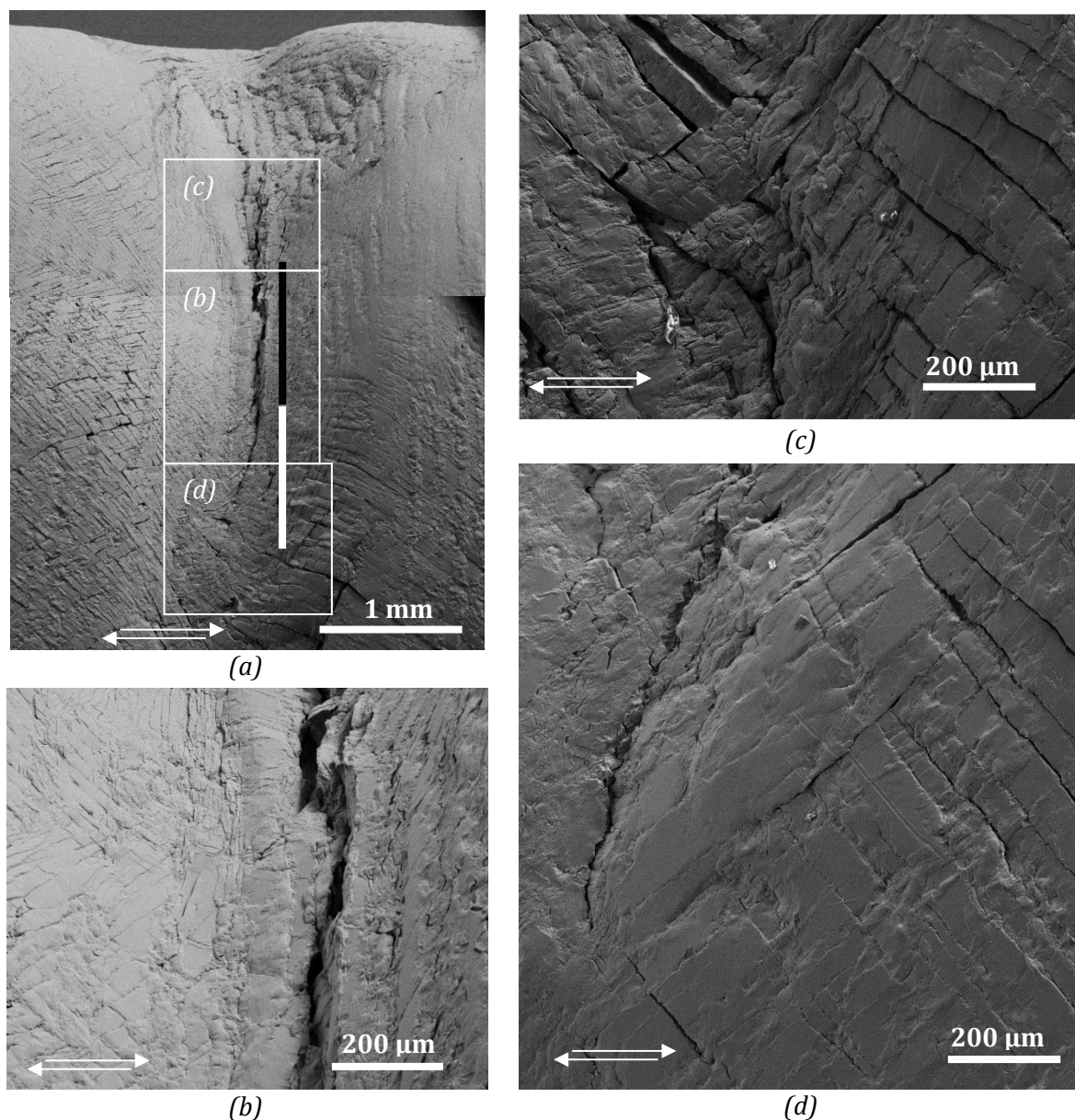


Figure 3.19. Micrographies MEB après 2100 cycles (5<sup>ème</sup> stade de fatigue, essai MFC095A1) (a) Macrofissure apparente au niveau d'une striction sur l'échantillon ; (b), (c) et (d) agrandissement des encadrés « b », « c » et « d » dans (a)

## 4. Conclusions

Les observations au MEB ont mis en évidence les changements continuels de la surface de l'échantillon au cours du chargement cyclique dues, entre autre, aux bandes de glissement persistantes qui viennent émerger à la surface. Les sites d'émergence de ces BGP peuvent jouer le rôle de sites d'initiation de fissures. L'état de surface du matériau n'est pas uniquement altéré par l'éruption des BGP mais également par la sévère déformation du profil de l'échantillon : des bourrelets et des vallées viennent transformer le profil de l'éprouvette.

Ce chapitre vient de présenter des observations microstructurales, effectués au cours d'essais de fatigue cyclique de l'aluminium pur, que nous emploierons par la suite pour argumenter nos analyses et conclusions sur l'étude de l'EA.



## **Chapitre 4. Émission acoustique : protocole expérimental et analyses préliminaires**

Dans ce chapitre nous détaillons le protocole expérimental relatif à l'acquisition des données d'émission acoustique (EA) et nous présentons le traitement des données préalablement effectué.





# 1. Émission Acoustique (EA) : protocole expérimental

## 1.1. Dispositifs d'acquisition

L'acquisition de l'EA est effectuée avec le système PCI-2 développé par Physical Acoustics Corporation (PAC). Les signaux d'EA sont collectés avec des capteurs piézoélectriques Nano30 (PAC). La fréquence de travail indiquée de ces capteurs est comprise entre 125 et 400 kHz (courbes de calibration Figure 4.1). Le couplant utilisé pour favoriser la transmission des ondes acoustiques entre la surface de l'échantillon et le capteur est de la graisse à vide (Dow Corning Corporation, USA).

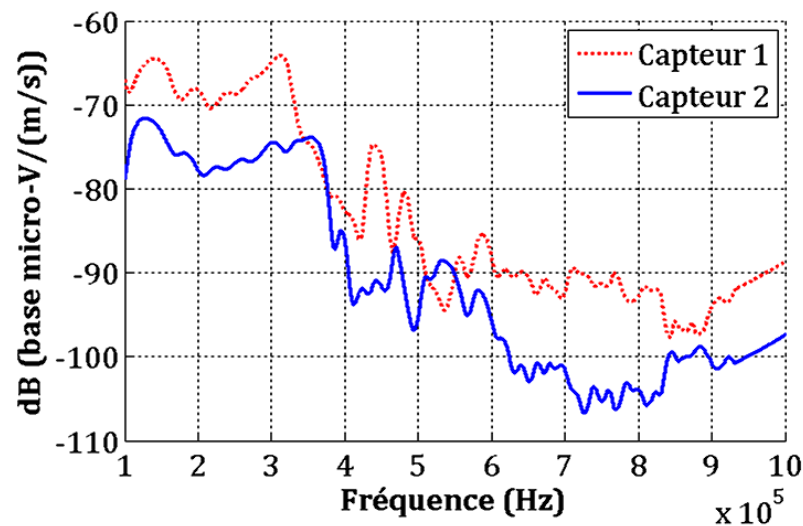


Figure 4.1. Courbe de calibration des capteurs Nano30

Dans le cas des éprouvettes type MFC, les deux capteurs sont positionnés sur les extrémités de l'éprouvette (Figure 4.2 et Figure 4.3.a). Le maintien de ces capteurs est assuré par un ressort. Une rondelle en téflon est placée entre le ressort et le capteur pour éviter le contact métallique avec les ressorts et ainsi, mieux isoler les capteurs. Pour les éprouvettes type MTS, les capteurs sont positionnés sur des méplats usinés sur les têtes de l'éprouvette (Figure 4.3.b) et maintenus par des pinces.



Figure 4.2. Photo du montage des capteurs d'EA sur une éprouvette MFC

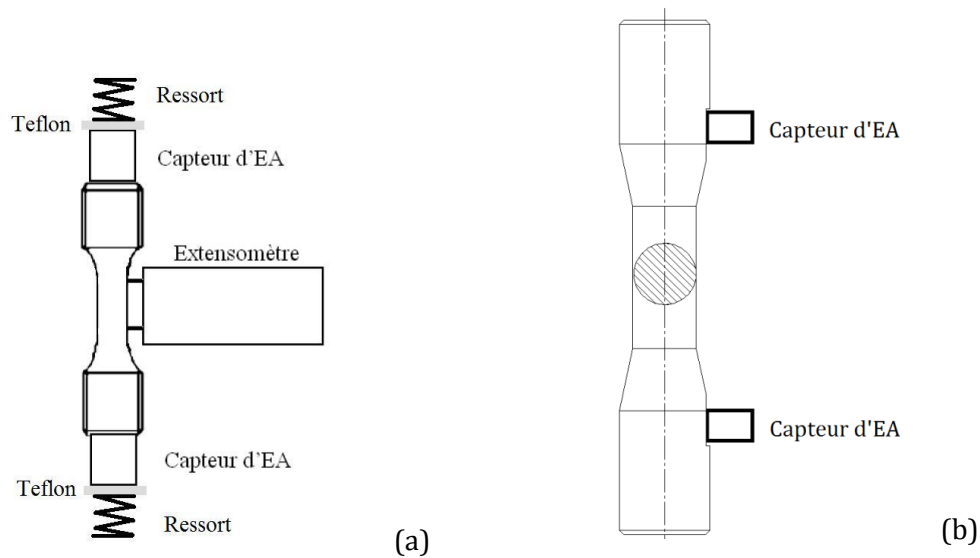


Figure 4.3. Montage des capteurs d'EA sur : (a) éprouvette type MFC, (b) éprouvette type MTS

## 1.2. Calibration

Des paramètres de configuration permettent de déterminer les caractéristiques des salves acoustiques introduites au chapitre 1. Parmi ces paramètres de réglage, nous trouvons les fenêtres d'acquisition temporelles glissantes PDT-HDT-HLT :

- PDT (Peak Definition Time) : paramètre permettant de déterminer le pic de plus forte amplitude du signal acoustique et ainsi le temps de montée.

- HDT (Hit Definition Time) : constante de temps qui permet à chaque voie d'acquisition de déterminer la fin d'une salve et donc d'arrêter les mesures faites sur celle-ci. Ceci permet d'individualiser les salves : le HDT doit être à la fois assez long pour assurer la mesure d'une salve entière et assez court pour réduire le risque que deux événements séparés soient traités comme une seule salve.
- HLT (Hit Lock-out Time) : paramètre déterminant le temps mort (ou temps d'aveuglement) après chaque signal afin d'inhiber les échos secondaires.

Rappelons que les signaux collectés sont amplifiés à l'aide de préamplificateurs de 60dB (PAC), et les paramètres temporels sont fixés comme suit : PDT = 300  $\mu$ s, HDT = 600  $\mu$ s, HLT = 100  $\mu$ s (pour certain essais le HLT était de 1000  $\mu$ s). Une forme d'onde, avec les différents paramètres (PDT, HDT et HLT), est illustrée sur la Figure 4.4. Des couples PDT-HDT trop courts pourraient conduire à l'acquisition tronquée des formes d'ondes (FO). Dans le cas contraire où l'on considère des HDT trop longs, les échos risquent d'être enregistrés en plus de la salve d'EA. Un temps d'aveuglement adéquat (HLT) permet également de ne pas déclencher l'acquisition sur des échos.

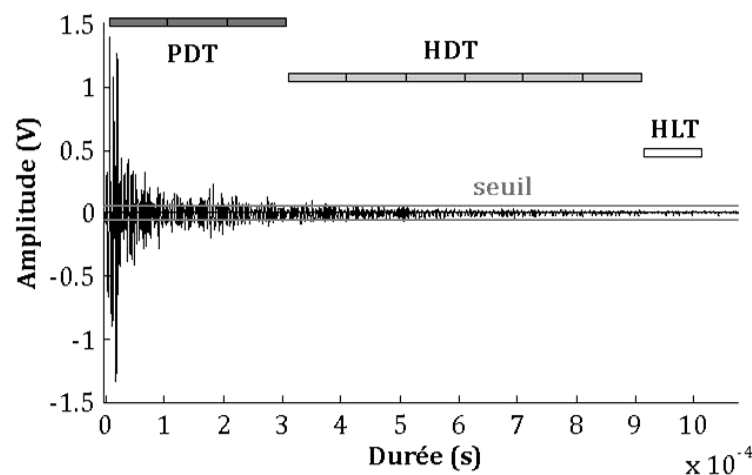


Figure 4.4. Paramètres temporels appliqués sur une forme d'onde de l'essai MFC095N5

La vitesse de propagation (5000 m/s) et l'atténuation des signaux (<1%) acoustiques sont déterminées en simulant des sources d'EA à l'aide de rupture d'une mine de graphite 2H considérée comme un point source (source normalisée Hsu Nielsen) [61] sur les éprouvettes testées.

Une fois que l'éprouvette et les capteurs sont mis en place, le seuil d'acquisition est ajusté en fonction du bruit environnant de manière à ce qu'une salve ne soit pas enregistrée lorsque l'échantillon n'est pas sollicité, dans les conditions normales d'essais (placement des capteurs, couplage, bruit de fond généré par la machine...). Un pré-cyclage dans

le domaine élastique du matériau (rapport de chargement  $R = -1$ ,  $\sigma_a = 4,5$  MPa) est effectué avant chaque essai pour s'assurer de l'efficacité du seuil d'acquisition : la déformation s'effectuant dans le domaine élastique, aucune activité acoustique ne doit être détectée. Dans le cas contraire, un ajustement du couplage capteur/échantillon ou du seuil d'acquisition est réalisé. La valeur du seuil se situe entre 34 et 36 dB et est gardé constante tout au long de l'essai.

Le Tableau 4.1 résume les paramètres PDT-HDT-HLT et le seuil d'acquisition des données EA des différents essais (énumérés précédemment dans le chapitre 2)

*Tableau 4.1. Seuil et paramètres temporels des différents essais*

Nomenclature	PDT-HDT-HLT ( $\mu$ s)	Seuil (dB)
INS 01	300-600-100	34
INS 02	300-600-100	30
MFC 095N1	300-600-1000	34
MFC 095N2	300-600-1000	34
MFC 095N3	300-600-1000	34
MFC 095N4	20-40-100	36
MFC 095N5	300-600-100	34
MFC 150N1	300-600-1000	34
MFC 050N1	300-600-1000	36
MFC 050N2	300-600-100	36
MFC 095TT1	300-600-1000	36
MFC 095TT2	300-600-1000	36
MFC 095TT3	300-600-1000	36
MFC 095A1	300-600-1000	36
MFC 095A2	300-600-1000	36
MFC 62F	300-600-1000	34
MFC 50F	300-600-1000	34
MTS075N1	300-600-1000	41
MTS075N2	300-600-1000	39
MTS075RZ1	300-600-1000	39
MTS075RZ2	300-600-1000	39
MTS025RZ1	300-600-1000	39
MTS025RZ2	300-600-1000	40
MTS150N1	300-600-1000	39

## 2. Analyse préliminaire des signaux d'EA

### 2.1. Analyse de corrélation

Chaque salve d'EA est caractérisée par plusieurs paramètres (chapitre 1), également appelés descripteurs, qui peuvent être regroupés en classes selon leur répartition [62, 63, 64, 26]. Par exemple, la Figure 4.5 représente l'énergie des signaux en fonction de leur durée : chaque point correspond à une salve. Deux classes de signaux peuvent être distinguées séparées par une droite de pente égale à 1. Ces deux classes sont également représentées sur la Figure 4.6 à travers leurs amplitudes en fonction de la durée.

La classe 1 semble présenter une corrélation linéaire entre l'énergie et la durée, impliquant que l'énergie est d'autant plus élevée que la salve est longue. En outre, les hits de cette classe ont des amplitudes faibles : la grande majorité est entre 34 dB (le seuil d'acquisition) et 37 dB. En effet, au cours de la sollicitation, l'EA générée dépasse de temps en temps le seuil d'acquisition tout en rentrant dans les fenêtres temporelles de calibration de la machine (PDT-HDT-HLT). Les signaux enregistrés sont alors des salves de très longue durée, de très grande énergie (énergie proportionnelle à la durée) et d'amplitude peu élevée. Les formes d'ondes (FO) de quelques exemples de ces signaux sont représentées sur la Figure 4.7, les caractéristiques de ces FO sont détaillées dans le Tableau 4.2. La classe 1 est alors considérée comme de l'EA de type continue et la classe 2 de l'EA de type discret

En observant les FO de ces signaux, nous notons qu'elles s'apparentent plutôt à de l'EA de type continue qui a été prise pour de l'EA discrète, probablement dû aux valeurs des paramètres temporels d'acquisition.

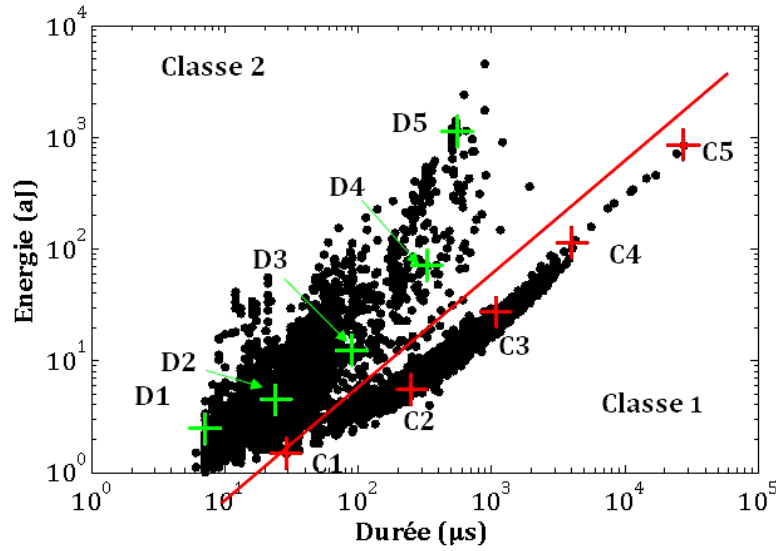


Figure 4.5. Analyse de corrélation des signaux EA pour l'essai MFC095N5 ; énergie en fonction de la durée. (Classe 1 : EA de type continue, Classe 2 : EA de type discrète)

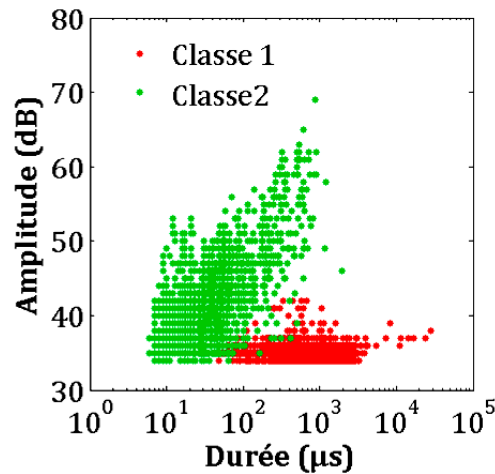


Figure 4.6. Analyse de corrélation des signaux EA des deux classes (Classe 1 : EA de type continue, Classe 2 : EA de type discrète) pour l'essai MFC095N5 : amplitude en fonction de la durée

## 2.2. Formes d'ondes (FO)

Grace au data-streaming, l'enregistrement du signal brut (échantillonné à 5 MHz) a été possible durant les différents essais. Le fait de récupérer le signal tel qu'il a été délivré au cours des sollicitations permet de remonter aux descripteurs voulus (nombre de coups, fréquences, énergies, etc...) sur des durées différentes (plus petites s'il s'agit de FO de salves d'EA discrète, modulables s'il s'agit de l'EA continue).

Une vérification de la forme d'onde des salves de la classe 1 montre que celles-ci sont de type EA continue. La Figure 4.7 présente cinq salves sélectionnées tout au long de cette classe 1, repérées sur la Figure 4.5 par la lettre « C » (pour EA continue).

Ces salves dépassent légèrement le seuil d'acquisition et par conséquent déclenchent l'acquisition de l'EA discrète. Dans certains cas, il ne s'agit pas uniquement de l'augmentation du bruit de fond (Figure 4.7 C4, C5), mais aussi de sauts de très faible amplitude et dont les dépassements de seuil sont très rapprochés (Figure 4.7 C2). Ces sauts sont légèrement espacés entre eux tout en se démarquant du niveau global du bruit de fond. Les paramètres PDT HDT HLT dans ce cas sont trop longs pour permettre la dissociation entre ces salves.

Quelques exemples ont été choisis parmi la classe 2 (Figure 4.5), repérés par la lettre « D » (pour EA discrète) et sont représentées sur la Figure 4.8. Nous vérifions bien que ces salves sont de forme classique dans le cas de l'EA discrète.

Dorénavant, nous pouvons vérifier, pour chaque essai, la présence de deux classes selon la corrélation des paramètres énergie-durée nous permettant ainsi de filtrer les formes d'ondes se rattachant au type d'émission continue avant de procéder aux analyses ultérieures. Nous nous assurons ainsi d'analyser uniquement des signaux d'EA de type émission discrète (formes d'ondes sur la Figure 4.8) qui doivent provenir du matériau.

*Tableau 4.2. Caractéristiques des salves de la classe 1 (formes d'ondes représentées sur la Figure 4.7).*

FO	C1	C2	C3	C4	C5
Energie (aJ)	1,49	5,57	27,16	113,15	848,84
Durée (µs)	29	250	1076	3981	27775
Amplitude (dB)	34	35	35	37	38
Amplitude (V)	0,0501	0,0562	0,0562	0,0708	0,0794

*Tableau 4.3. Caractéristiques des salves de la classe 2 (formes d'ondes représentées sur la Figure 4.8).*

FO	D1	D2	D3	D4	D5
Energie (aJ)	2,44	4,50	12,31	70,82	1137,00
Durée (µs)	7	24	90	329	557
Amplitude (dB)	40	41	41	49	61
Amplitude (V)	0,1000	0,1122	0,1122	0,2818	1,1220



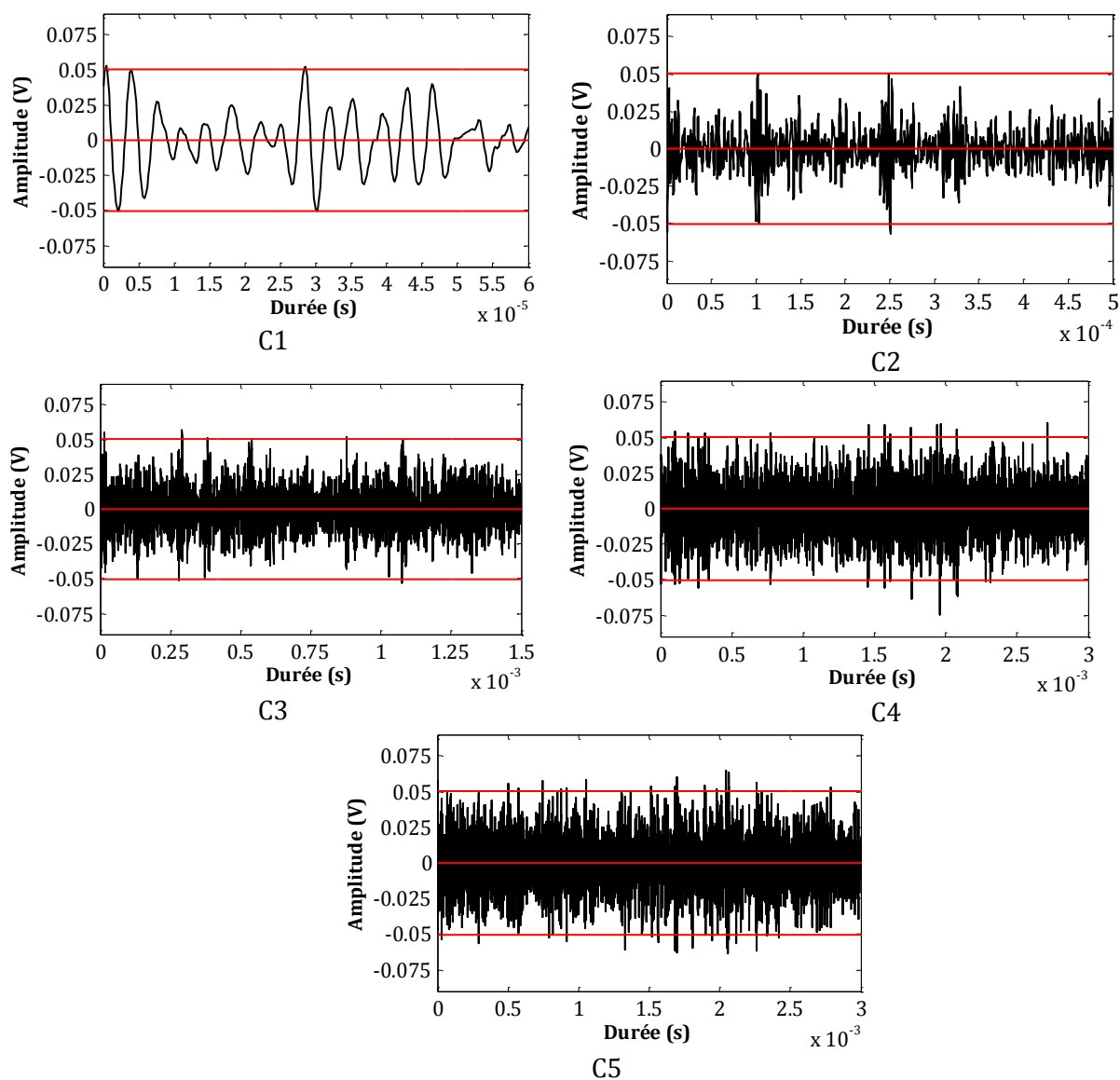


Figure 4.7. Différentes formes d'ondes appartenant à la classe 1( + Figure 4.5) répertoriées comme de l'EA continue

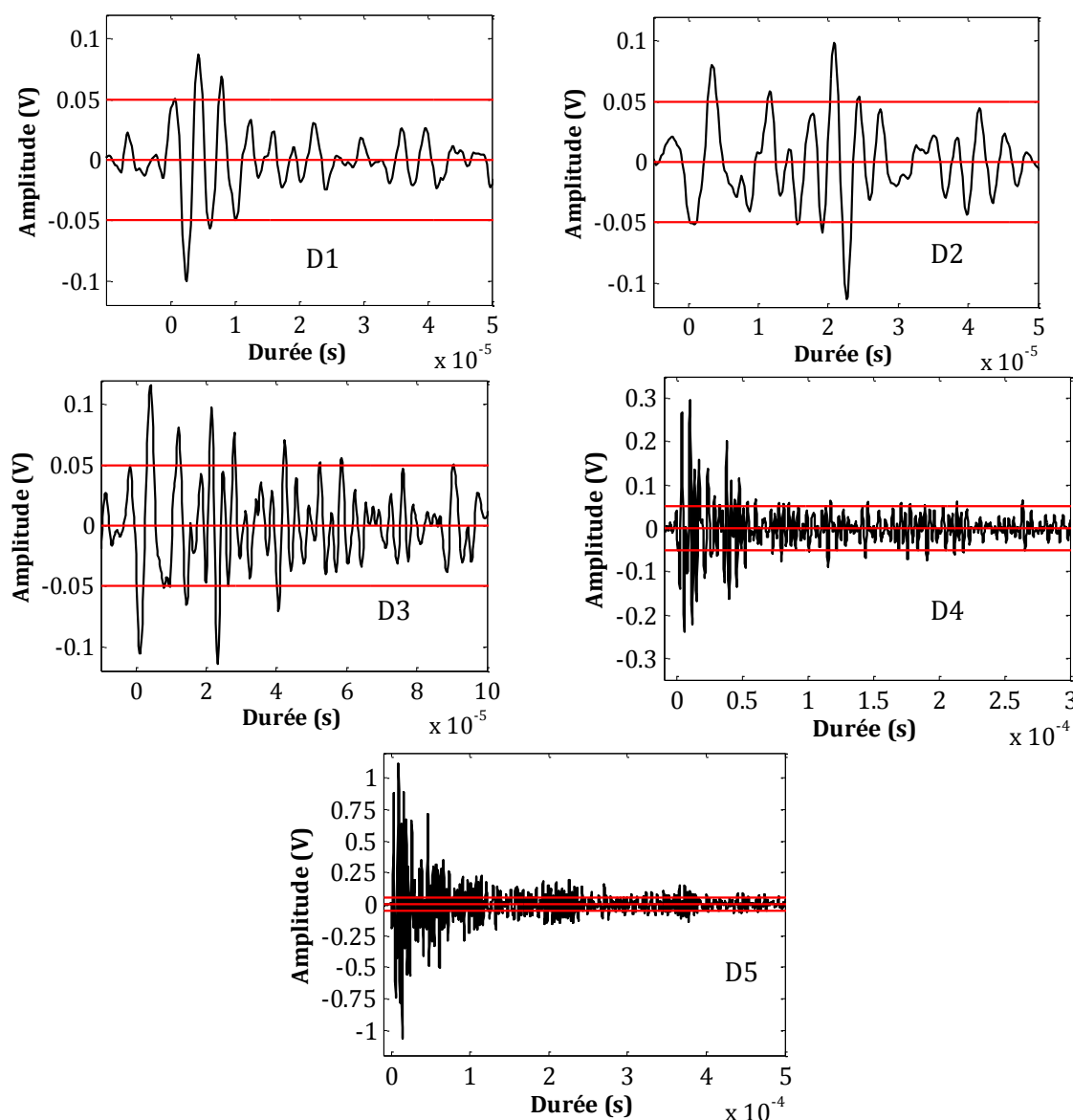


Figure 4.8. Différentes formes d'ondes appartenant à la classe 2 (+ Figure 4.5) répertoriées comme de l'EA discrète.

Rappelons que la majorité des essais a été effectuée avec des  $PDT=300\ \mu s$  et  $HDT=600\ \mu s$  et des seuils d'acquisition entre 34 et 36 dB. La plupart de ces essais a nécessité le prétraitement afin de filtrer les signaux d'EA de type continu. Toutefois, l'essai MFC095N4 a été fait avec des paramètres temporels plus courts ( $PDT-HDT-HLT = 20-40-100$ ) (voir Tableau 4.1), bien que cet essai n'a pas pu aboutir jusqu'aux deux stades terminaux de la fatigue, nous avons pu remarquer l'absence de la classe 1 sur les hits obtenus au cours de ce test (Figure 4.9). En effet, un PDT bien plus court ne permet pas de déclencher des salves discrètes sur de tels dépassements de seuil espacés.

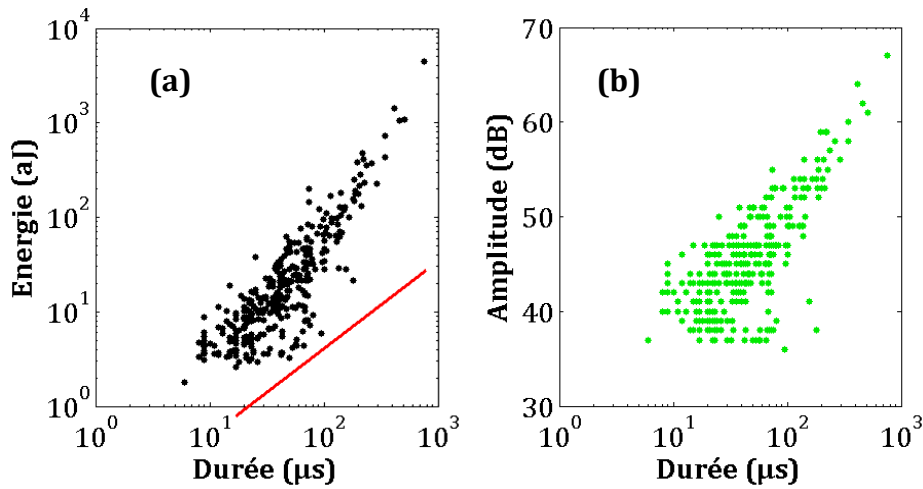


Figure 4.9. Analyse des descripteurs des hits obtenus lors de l'essai MFC095N4 ( $\Delta\epsilon = 0,95\%$ ,  $f = 0,1$  Hz,  $R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$ , PDT-HDT-HLT = 20-40-100) : (a) Energie en fonction de la durée, (b) Amplitude en fonction de la durée

En revanche, l'essai de traction INS02 (PDT-HDT-HLT ; 300-600-100) a enregistré une activité acoustique majoritairement de type continue : les deux classes (signaux de type discret et signaux appartenant à l'EA continue) sont représentées sur la Figure 4.10. La Figure 4.11 représente les signaux d'EA de type continu en fonction de leurs coordonnées contrainte-déformation afin de visualiser le moment où ces signaux sont survenus au cours de chargement. Nous observons que la majorité des signaux est enregistrée autour de la limite d'élasticité du matériau à l'exception de deux uniques hits. Ces deux hits ne sont probablement pas liés à l'EA continu du matériau, le premier peut être lié à des glissements dus au montage car il apparaît lorsque le matériau est sollicité dans son domaine élastique, le second a également de faibles chances d'être lié à la plastification de l'échantillon car il survient tard dans l'essai dans le domaine de la striction.

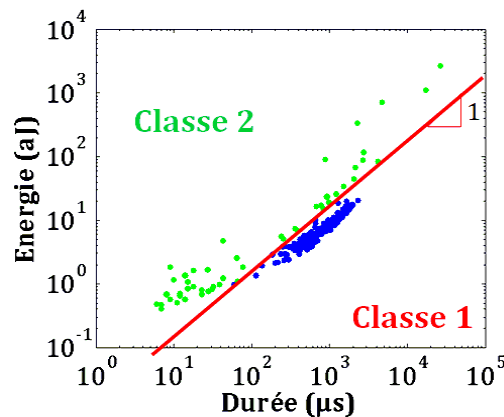


Figure 4.10. Répartition des signaux d'EA selon les descripteurs énergie et durée de l'essai INS02, Classe 1 : EA de type continue, Classe 2 : EA de type discrète

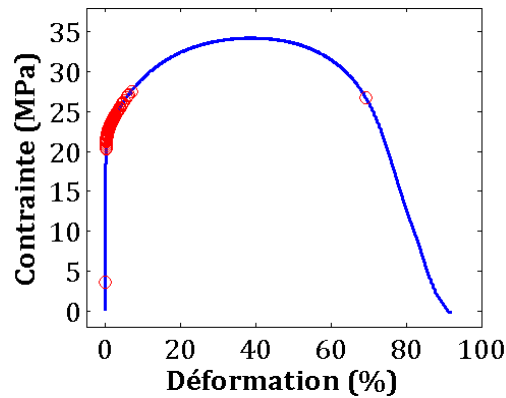


Figure 4.11. *Contrainte en fonction de la déformation avec les signaux d'EA de type continue (o) au moment de leur apparence, Essai INS02*

Nous signalons également que la classe 1 n'a pas été identifiée sur les essais à faible déformation imposée (0,50%), les essais réalisés sur les échantillons traités thermiquement ainsi que les essais effectués à des seuils élevés (39 dB et plus). Ces essais seront analysés au chapitre 6 qui traitera de l'EA de type discret de cette étude.

### 2.3. Localisation de l'activité acoustique

La localisation des sources d'EA à l'origine des signaux enregistrés peut être estimée le long de l'éprouvette. Dans notre cas, une localisation linéaire est réalisée : uniquement deux capteurs piézoélectriques sont utilisés. La Figure 4.12 montre la localisation des événements acoustiques sur la longueur totale de l'échantillon testé en fonction de leurs temps d'apparition. Une barre chronologique montre l'étendu en temps de chaque stade.

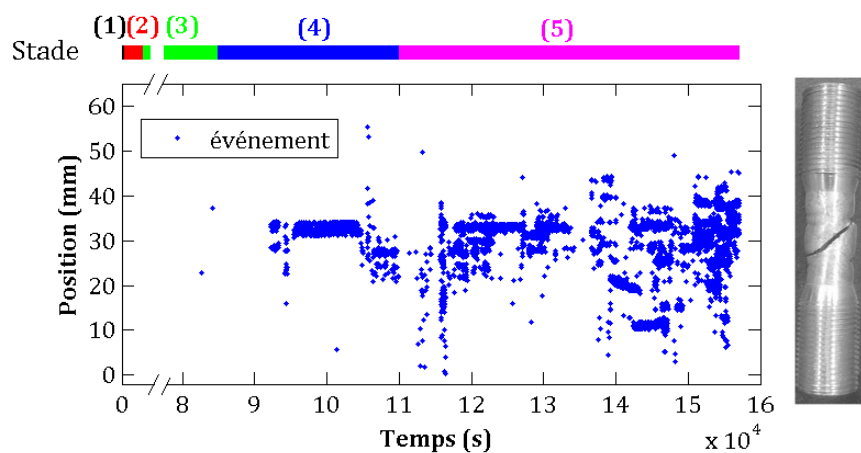


Figure 4.12. *Événements acoustiques localisés durant l'essai MFC050N2 ( $\Delta\epsilon = 0,5\%$  et  $f = 0,1$  Hz) : Position en fonction du temps d'apparition, une barre chronologique montre l'étendu de chaque stade, à droite une photo de l'éprouvette testée*

La position de la source liée à un signal reçu est calculée en fonction des différences de temps d'arrivée des signaux aux capteurs et de la vitesse de propagation des ondes, supposée constante dans le matériau considéré. Typiquement, nous déterminons la distance séparant l'événement des capteurs comme s'il s'était produit sur la ligne médiane liant le centre des deux capteurs. Par ailleurs, seul un certain nombre d'événements peut être repéré sur l'éprouvette. Uniquement les événements d'amplitude plus élevée ont pu atteindre les deux capteurs, c'est à dire ceux qui donnent un signal sur les deux capteurs au-dessus du seuil de détection et dans un intervalle de temps défini (distance entre les deux capteurs sur vitesse de propagation des ondes).

Toutefois, uniquement 40% de l'activité acoustique totale a pu être localisé et plus de 80% des signaux localisés sont enregistrés lors du dernier stade de fatigue et au voisinage de la zone de rupture. En effet, les signaux enregistrés lors des premiers stades sont peu énergétiques permettant à un seul des deux capteurs d'enregistrer le signal. Les signaux enregistrés vers les derniers stades de fatigue, en revanche, correspondent en grande majorité à des fissurations relativement plus énergétiques et par conséquent plus facilement localisables. Les signaux acoustiques sont cependant parfois localisés durant les premiers stades de fatigue mais peuvent se montrer insuffisants en nombre pour un post-traitement statistique. Par conséquent, selon l'abondance des signaux localisés, soit nous avons pris les signaux localisés au cours de l'essai, soit nous avons choisi d'analyser tous les hits enregistrés sur un seul des deux capteurs. Ces mesures ont été prises dans le but d'éviter de compter deux fois d'éventuels signaux localisés qui auraient des salves enregistrées sur les deux voies. Dans le cas des signaux localisés, un seul des deux hits (arrivés chacun sur un capteur) est considéré. En revanche, il est important de veiller à prendre un seul capteur pour l'analyse d'un mélange de signaux (localisés et non localisés) car selon le capteur, les formes d'ondes (FO) provenant d'une même source enregistrées sur deux capteurs différents peuvent être différentes.

### 3. Conclusions

Lors d'analyses préliminaires des données d'EA, nous nous sommes rendus compte que certaines salves présentaient des caractéristiques particulières : très longue durée, très grande énergie (énergie proportionnelle à la durée) et faible amplitude. En raison du choix des fenêtres temporelles permettant de déterminer les caractéristiques des salves, ce type distinctif d'activité acoustique fut identifié comme de l'EA discrète alors qu'il aurait dû être considéré comme de l'EA continue. Il s'est alors avéré nécessaire de filtrer les données d'EA afin de séparer l'EA discrète de l'EA continue pour nos analyses ultérieures. Pour répondre à cette finalité, nous avons procédé en deux étapes : (i) analyse de corrélation des différents paramètres des signaux d'EA et (ii) vérification des formes d'ondes pour s'assurer de l'appartenance à tel ou tel type d'EA.

Les deux chapitres suivant traiteront séparément des deux types d'EA que nous avons énoncé : l'EA de type continue est détaillée lors du chapitre 5 alors que le chapitre 6 se focalisera sur l'EA de type discret.



## **Chapitre 5. Évolution de l'Émission** **Acoustique continue au cours de la** **fatigue de l'aluminium pur**

Dans ce chapitre, nous analysons le comportement de l'émission acoustique continue émise au cours de la sollicitation monotone et cyclique de l'aluminium pur à 99,95%. L'activité acoustique continue et les caractéristiques mécaniques du matériau sont simultanément enregistrées tout le long de l'essai.





# 1. Essais de traction monotone

Plusieurs études menées sur la déformation plastique des métaux cfc couplée à l'EA affirment que l'activité acoustique enregistrée est fortement liée à la déformation plastique et notamment aux mouvements de dislocation [45, 65, 66, 33]. Des études ont pu établir que la taille des grains, la pureté et la vitesse de déformation, influent fortement sur l'EA continue émise par les métaux cfc [33, 67, 68].

A titre d'exemple, Kieswetter et Schiller [33] ont observé durant la traction monotone de l'aluminium pur une forte activité acoustique de type continue et une très faible activité de type discrète. Ils ont affirmé que l'activité acoustique de type continue apparaît avec le début de la déformation plastique. La Figure 5.1 (étude de Kieswetter et Schiller [33]) illustre l'évolution de l'activité acoustique continue à travers la tension efficace en fonction de la déformation d'un aluminium pur. L'EA continue atteint un maximum puis décroît jusqu'à l'apparition de la striction (vers 0,6) du matériau ou elle ré-augmente brièvement (Figure 5.1). D'après Kieswetter et Schiller, ce maximum correspond au début de la plastification du matériau, le second pic quant à lui, coïncide avec la striction du matériau. [33]

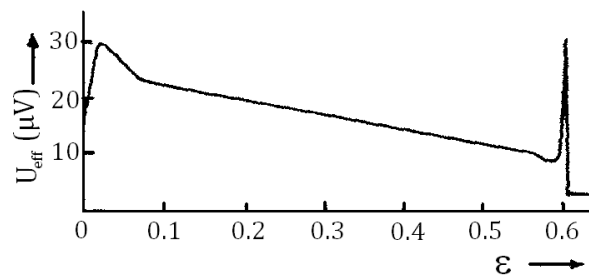


Figure 5.1. Tension efficace (EA continue) en fonction de la déformation d'un polycristal d'aluminium sollicité en traction monotone [33]

Pour nos essais, l'énergie du signal acoustique continue est calculée (comme précédemment indiqué dans le chapitre 1), à partir des variations de la tension de l'EA enregistrée moyennées sur une fenêtre temporelle correspondant à la fréquence de l'échantillonnage (0,01s).

Nos observations en traction monotone sur l'aluminium pur à 99,95 % (illustré sur la Figure 5.2) viennent corroborer celles de Kieswetter et Schiller concernant l'évolution de l'EA continue. Cet essai a été effectué avec une vitesse de déplacement constante qui donne une vitesse de déformation équivalente de  $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ . La Figure 5.2 représente la contrainte (unité : MPa, tracée en bleu), ainsi que l'énergie (Unité : aJ, tracée en rouge), correspondant à l'EA continue émise par le matériau lorsqu'il atteint son seuil plastique, en fonction de la déformation (%). On observe sur le tracé de l'énergie de l'EA continue

une forte augmentation initiale au cours de la transition élastique-plastique du matériau. Par la suite, le niveau d'énergie ne cesse de diminuer sur le domaine de déformation plastique jusqu'au domaine de striction du matériau (zone 2 sur la Figure 5.2). Nous observons ensuite une augmentation de l'activité acoustique de type continue au moment de la rupture du matériau (vers 38 % de déformation).

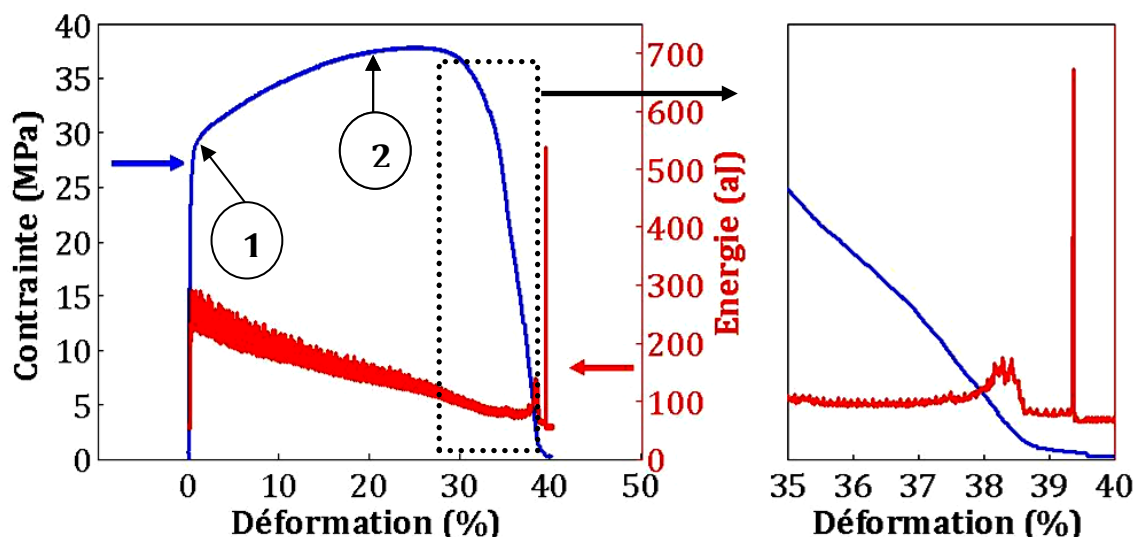


Figure 5.2. Contrainte et énergie du signal acoustique continu en fonction de la déformation, essai de traction à vitesse de déformation constante INS01, 1 : point de transition élastique-plastique du matériau, 2 : Début de la striction du matériau

Des études (présentées au chapitre 1) montrent que l'EA continue, enregistrée lors de la sollicitation d'un aluminium pur, coïncide avec la plastification du matériau [33], ce phénomène serait commun à la fois aux métaux CFC purs et alliages qu'ils soient mono ou polycristallins [43, 25, 41, 42, 68, 69]. Le mouvement des dislocations serait alors le phénomène principalement responsable de cette activité acoustique. Slimani et al. [25] ont établi un modèle reliant la puissance « P » du signal acoustique délivré au cours de la sollicitation de l'aluminium pur à l'aire moyenne « A » balayée par une dislocation :

$$P = k' \cdot \dot{N} \cdot A^2 \quad 5.1$$

où  $k'$  est une constante et  $\dot{N}$  est le nombre de sources activées par unité de temps. Les sources dans ce modèle sont supposées indépendantes et identiques. Donc, si l'on considère que l'on active le même nombre de sources au cours de la déformation du matériau, la diminution de l'aire moyenne balayée par les dislocations engendre la diminution de la puissance du signal acoustique.

Ces sources étant supposées contribuer à la déformation plastique d'une manière identique, le modèle précédemment énoncé peut être réécrit de la façon suivante :

$$P = k'' \cdot \dot{\varepsilon}_p \cdot A$$

5.2

où  $k''$  est une constante et  $\dot{\varepsilon}_p$  est la vitesse de déformation plastique car  $\dot{\varepsilon}_p \approx \dot{N} \cdot A$ .

Il a été confirmé que la puissance du signal est proportionnelle à la vitesse de déformation dans les métaux et alliages CFC [43, 25, 41, 42, 68, 69, 33]. Nous estimons dans notre étude que la vitesse de déformation plastique est peu différente de la vitesse de déformation totale, et par conséquent, constante au cours du temps. Ainsi, la puissance du signal acoustique est proportionnelle au libre parcours moyen parcouru par les dislocations ce qui est vérifié par nos essais. En effet, l'énergie de l'EA est maximale au moment où la limite d'élasticité du matériau est atteinte, c'est-à-dire lorsque le matériau commence à se plastifier. Au-delà du seuil de plasticité, la diminution de  $P$  pourrait être liée à une diminution du libre parcours moyen des dislocations résultant de la formation de la sous-structure.

## 2. Essais de fatigue cyclique à déformation imposée

### 2.1. Essais sur aluminium pur à 99,95% sans traitement thermique

Prenons un essai de fatigue cyclique à déformation imposée ( $\Delta\varepsilon=0,95\%$ ) réalisé sur un échantillon d'aluminium pur à 99,95% : essai MFC095N5. La Figure 5.3 représente l'évolution de la contrainte et de l'énergie de l'EA continue émise par le matériau sollicité, en fonction du temps (représenté en échelle logarithmique).

Nous remarquons que l'énergie de l'EA continue évolue au cours de la sollicitation cyclique du matériau parallèlement à l'évolution macroscopique au cours des différents stades de fatigue. Nous notons également l'existence de certains pics, se distinguant du niveau moyen, qui sont liés à l'activité acoustique discrète (analyse développée au chapitre suivant). Ces pics pourraient être associés aux phénomènes de fissuration ou aux avalanches de dislocations étant donné que ces phénomènes sont relativement énergétiques.

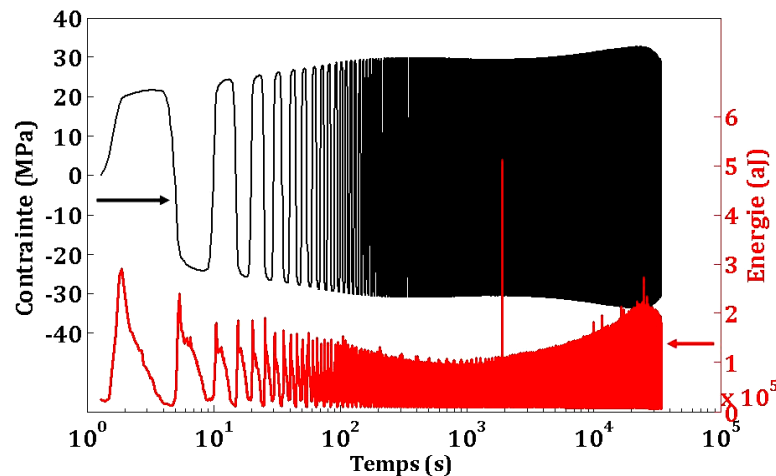


Figure 5.3. Contrainte et énergie (EA continue) en fonction du temps au cours de l'essai de fatigue cyclique à déformation imposée  $\Delta\epsilon=0,95\%$ , MFC095N5.

La Figure 5.4 représente l'énergie de l'EA continue (en aJ) pour différents cycles sélectionnés dans les stades de fatigue précédemment distingués par le comportement macroscopique du matériau<sup>5</sup>.

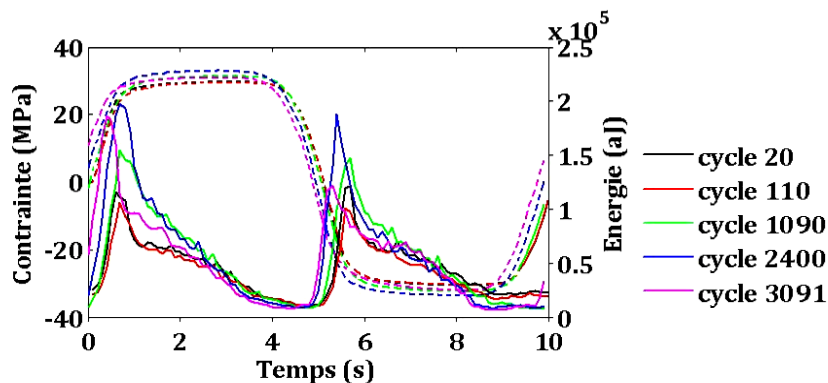


Figure 5.4. Évolution de la contrainte (---) et de l'énergie de l'EA continue (—) au cours de quelques cycles sélectionnés dans les 5 stades de fatigue de l'essai à déformation imposée  $\Delta\epsilon=0,95\%$  MFC095N5 (1 cycle au milieu de chaque zone).

La contrainte et l'énergie au cours de ces cycles sont tracées en fonction du temps relatif de chaque cycle représenté (10 secondes). L'énergie continue présente un comportement périodique et symétrique. Pour chaque cycle, une augmentation de l'énergie conti-

<sup>5</sup> Rappelons que le code couleur adopté dans les figures (sauf indication contraire) correspond aux cinq stades de fatigue durant l'essai. Les critères de définition de ces stades ont été détaillés dans le Chapitre 2.

nue accompagne la transition élasto-plastique en tension et en compression, cette énergie diminue ensuite sur toute la longueur restante du palier plastique en contrainte.

Ce comportement est reproductible sur tous les essais effectués. Slimani et al. [53] ont observé un comportement similaire en mesurant la tension efficace (RMS) du signal acoustique continu [Chapitre 1, § 1.4].

Etant donné que l'énergie est un descripteur ayant toujours des valeurs positives, nous optons pour une représentation particulière permettant une visualisation similaire aux représentations des boucles d'hystérésis contrainte-déformation. Un signe (positif ou négatif) est alors attribué à la valeur de l'énergie ( $E$ ) selon la nature de la contrainte associée, suivant l'équation :

$$E_{ri} = E_i \times (\sigma_i / |\sigma_i|) \quad (5.3)$$

tel que  $E_i$  et  $\sigma_i$  sont respectivement l'énergie et la contrainte au temps  $t_i$ . Selon cette équation, nous pouvons obtenir une énergie « négative » lorsque l'échantillon est sous contrainte négative et inversement. Des hystérésis d'énergie-déformation sont alors représentées (Figure 5.5 et Figure 5.6.b) en parallèle aux hystérésis de contrainte-déformation (Figure 5.6.a). Cette représentation nous permet ainsi de nous affranchir de la représentation temporelle et de prendre en compte l'évolution antérieure de l'énergie au cours d'un cycle en fonction de la déformation imposée.

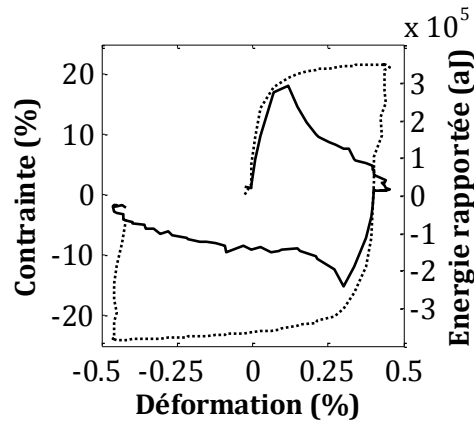


Figure 5.5. Contrainte (--) et énergie (—) en fonction de la déformation pour le premier cycle de chargement, Essai MFC095N5.

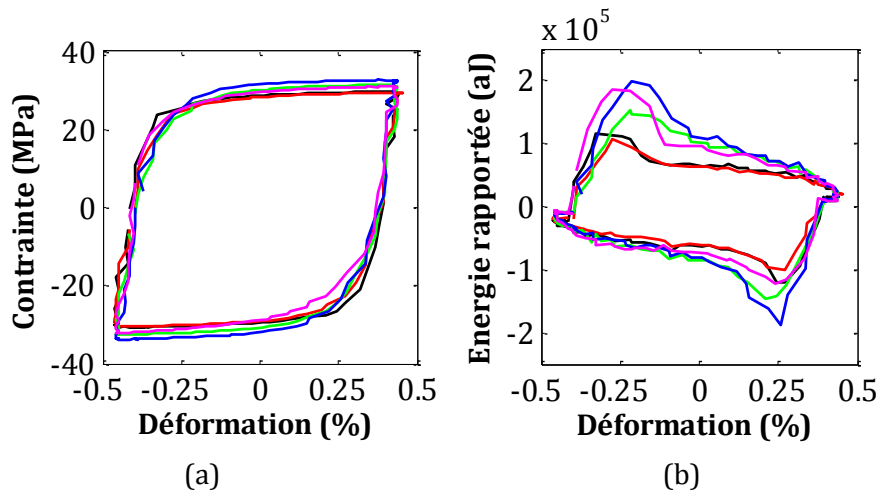


Figure 5.6. (a) Boucles d'hystérésis contrainte-déformation. (b) Boucles d'hystérésis énergie-déformation. Essai MFC095N5, cycles de la Figure 5.4

En observant les différentes hystérésis au cours de la sollicitation simultanément (contrainte-déformation, énergie-déformation) nous remarquons que l'énergie augmente à deux reprises d'une manière étroitement liée à l'évolution de la réponse en contrainte à la déformation imposée. Ce comportement est reproductible en compression comme en traction du matériau. Par exemple, lors du troisième essai, nous avons noté un phénomène d'accommodation sur les hystérésis d'énergie de la même façon qu'il l'est pour les hystérésis de contrainte. En somme, l'évolution constatée au cours de l'essai de traction simple est reproduite d'un cycle à l'autre. Par analogie aux essais de traction, nous déduisons que le phénomène responsable de cette tendance sur l'énergie continue sont les dislocations qui balayent les grains de l'échantillon en traction ou en compression, ce phénomène est répétitif tant que l'échantillon n'est pas rompu. La raison principale de cette symétrie est que la plasticité est un phénomène indépendant du sens du chargement.

La Figure 5.7 représente l'énergie maximale et la contrainte maximale atteintes à chaque cycle du chargement. L'énergie maximale est la plus élevée au premier cycle appliqué puis décroît durant le premier stade. A partir du second stade de fatigue, l'énergie maximale par cycle suit une tendance similaire à celle de la contrainte maximale par cycle et ce jusqu'à rupture du matériau. Notons, toutefois, quelques augmentations locales qui se démarquant de la ligne moyenne de l'énergie de l'EA continue, qui correspondent à une forte activité acoustique discrète.

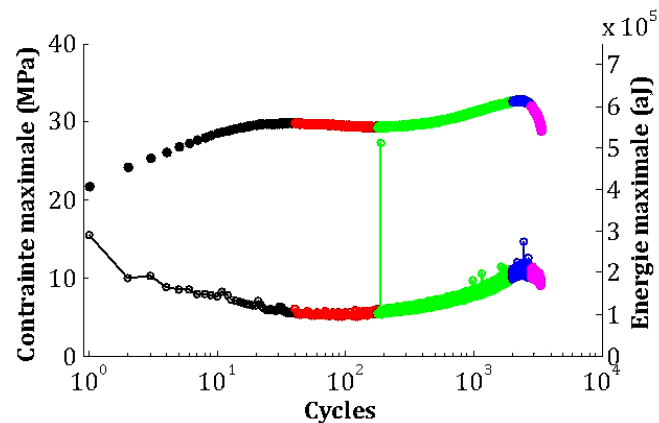


Figure 5.7. Contrainte maximale (•) et énergie maximale (o) en fonction du nombre de cycles (essai MFC095N5)

### 2.1.1. 1<sup>er</sup> stade : Ecrouissage primaire

Nous avons pu vérifier d'après nos observations MEB étayées par la littérature (Chapitre 3, § 3.1) qu'une structure irrégulière de dislocation commence à prendre place dans le matériau dès qu'il est sollicité cycliquement. A ce stade, certains grains sont plus affectés que d'autres mais la structure tend à gagner l'ensemble du matériau sollicité. L'établissement d'une telle structure, totalement ou partiellement, implique la multiplication d'obstacles à l'avancement des dislocations au sein de la structure sollicitée. Par conséquent, selon l'équation 5.2, l'aire parcourue par ces dislocations est de plus en plus limitée et la puissance du signal acoustique délivré diminue proportionnellement.

### 2.1.2. 2<sup>ème</sup> stade : Adoucissement primaire

En entamant le second stade de fatigue, la structure nouvellement initiée au premier se réorganise et des cellules apparaissent délimitées par les murs de dislocations formés (Chapitre 3, § 3.2). Cette structure réorganisée ne fait que s'affiner au fur et à mesure que la sollicitation cyclique est maintenue et par conséquent les murs de dislocations se rapprochent entre eux diminuant ainsi l'aire des cellules et des labyrinthes formés. Ainsi, pour les mêmes raisons qu'au premier stade, le signal acoustique libéré diminue continuellement.

### 2.1.3. 3<sup>ème</sup> stade : Ecrouissage secondaire

Au cours du troisième stade, la structure de cellules s'affine de plus en plus mais l'aire de ces cellules n'est pas affectée et reste quasi-constante. Toutefois, d'autres plans de glis-



sements sont activés, par conséquent davantage de sources d'EA sont susceptibles d'apparaître dues aux dislocations. Par conséquent, l'augmentation de l'énergie de l'EA continue traduit une augmentation de la puissance du signal acoustique libérée à cause de la multiplication du nombre de sources activées par unité de temps ( $\dot{N}$ ) selon l'équation 5.1.

#### 2.1.4. 4<sup>ème</sup> et 5<sup>ème</sup> stades : Adoucissement secondaire et Rupture

A l'atteinte des stades terminaux de la fatigue du matériau, la plasticité n'est plus le phénomène prépondérant : l'endommagement et l'effondrement des propriétés mécaniques du matériau en question prédominent la situation. En conséquence de l'endommagement qu'a subi le matériau, la contrainte diminue et par la suite l'EA continue associée à la plasticité diminue également. Toutefois, l'EA discrète liée à l'endommagement augmente fortement, point que nous détaillerons dans le chapitre suivant.

## 2.2. Essais sur aluminium pur à 99,95% traité thermiquement

Suivons désormais l'évolution de l'EA continue enregistrée durant un essai de fatigue à déformation imposée effectué sur un échantillon d'aluminium traité thermiquement avec l'essai MFC095TT3. Les détails sur les paramètres de l'essai sont explicités dans le Chapitre 2 (§ 2.3) ; la fréquence de sollicitation est de 0,1Hz et l'amplitude de déformation appliquée est de 0,95% avec un rapport de  $R_\epsilon = -1$ .

La Figure 5.8 montre l'évolution temporelle de la contrainte et de l'énergie continue émise par le matériau. La Figure 5.9 présente l'énergie et la contrainte maximales par cycle en fonction du nombre de cycles le long de l'essai en question. Une forte énergie sur les deux premiers cycles est notée sur la Figure 5.9. Les figures 5.10 et 5.11.b sont quant à elles représentées avec une échelle de l'énergie réduite afin de pouvoir en discerner l'évolution continue le long de l'essai.

D'une manière générale, nous remarquons que cet essai est fortement similaire à celui qui a été effectué sur un échantillon non traité thermiquement. La Figure 5.9.b montre l'évolution similaire de l'énergie maximale par cycle et la contrainte maximale par cycle.

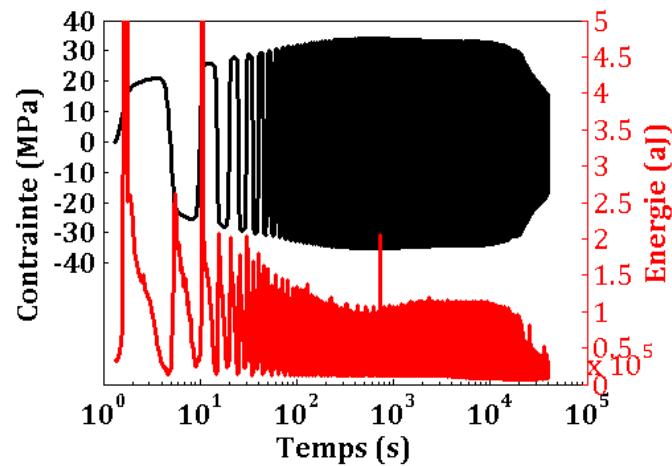


Figure 5.8. Évolution temporelle de la contrainte et de l'énergie de l'EA continue au cours d'un essai de fatigue à déformation imposée sur un échantillon traité thermiquement (essai MFC095TT3)

Les augmentations locales de l'énergie continue au cours de l'essai qui se distinguent du niveau global sont comme pour le précédent cas dues à une forte émission discrète que nous détaillerons dans le chapitre suivant.

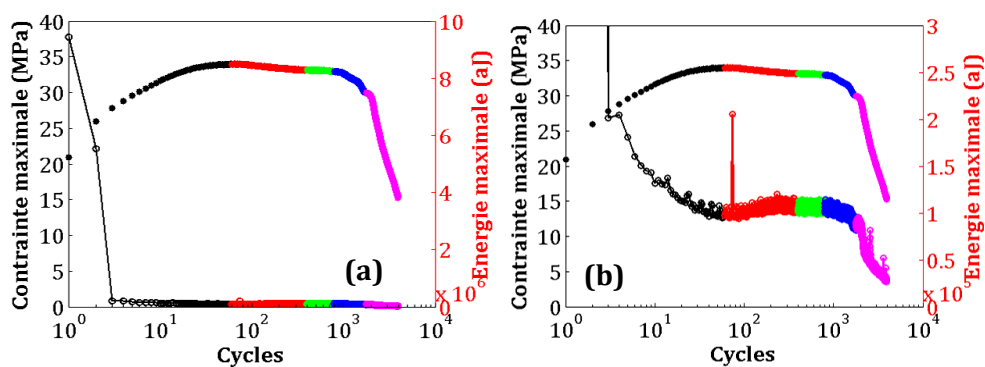


Figure 5.9. Contrainte maximale (•) et énergie maximale (o) en fonction du nombre de cycles, essai MFC095TT3, (a) vue globale, (b) zoom sur l'échelle de l'énergie

La sollicitation d'un échantillon traité thermiquement se distingue de celui non traité par l'importante libération d'énergie sur les tous premiers cycles. En effet, le traitement thermique ayant pour but de relâcher les éventuelles contraintes internes dans le matériau, le mouvement même des dislocations se trouve gêné par ces contraintes et les dislocations préexistantes. Laisser l'échantillon pendant 2 heures à 250 °C permet d'annihiler les contraintes internes et les dislocations et ainsi de partir d'un état où le volume de l'échantillon est en équilibre et sans contraintes interne. Dès que le chargement est appliqué sur ce volume, un nombre important de dislocations (nettement supérieur à celui mis en jeu pour un brut d'usinage) est alors mis en mouvement. De plus, pendant ces tous

premiers cycles, une activité discrète bien plus importante que sur un échantillon non traité est enregistrée (cet aspect sera traité ultérieurement).

### 3. Essais à contrainte imposée

Prenons l'essai MFC62F comme exemple pour illustrer l'évolution de l'EA continue au cours des sollicitations à contrainte imposée. Rappelons que l'essai a été effectué à une amplitude totale de contrainte  $\Delta\sigma = 62$  MPa avec un rapport de chargement  $R=-1$  et une fréquence de 0,1Hz. Le comportement macroscopique de cet essai a été détaillé au Chapitre 2, §3.3. La Figure 5.10 illustre l'évolution temporelle de la contrainte et de l'énergie continue au cours de l'essai. L'évolution de la déformation maximale et de l'amplitude de déformation par cycle en fonction du nombre de cycle de l'essai a été expliquée dans le chapitre 2, Figure 2.19.

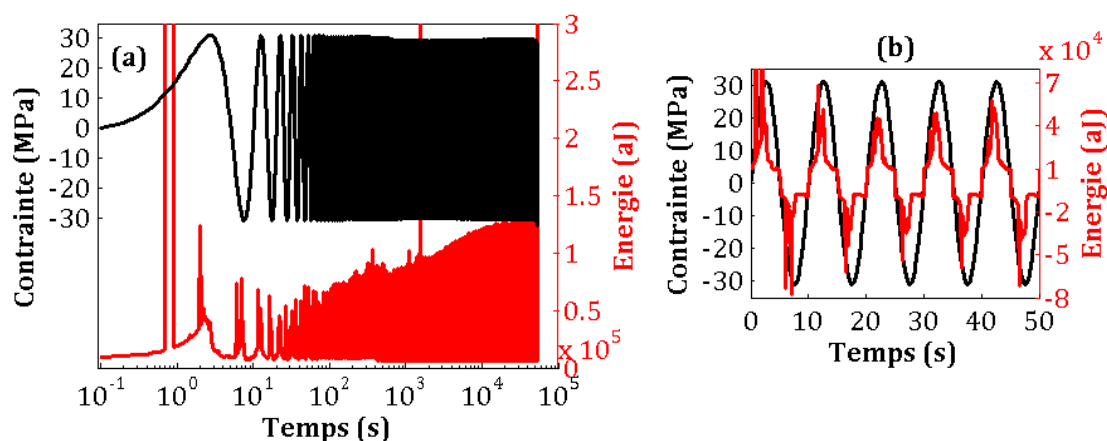


Figure 5.10. Évolution temporelle de la contrainte et de l'énergie au cours d'un essai de fatigue à contrainte imposée (essai MFC62F) ; (a) représentation de tout l'essai, échelle semi-logarithmique, (b) représentation des cinq premiers cycles, échelle linéaire, l'énergie est représentée en fonction de la traction ou de la compression de l'échantillon (calcul selon l'équation (5.3))

Les observations obtenues pour les essais à déformation imposées sont vérifiées (Figure 5.10) concernant l'influence de la contrainte sur l'énergie continue enregistrée. Nous notons également les brefs sauts d'énergie qui correspondent aux salves d'EA. Dès que la contrainte atteint un le seuil de plasticité, en traction ou en compression, l'EA continue passe par un maximum. Le modèle émis par Slimani et al. [25] est revérifié et cette forte EA continue provient de la plastification du matériau.

Sur la Figure 5.11 nous présentons, à titre d'exemples, quelques cycles en contrainte déformation et en énergie-déformation. L'énergie sur Figure a été calculée selon l'équation (5.3).

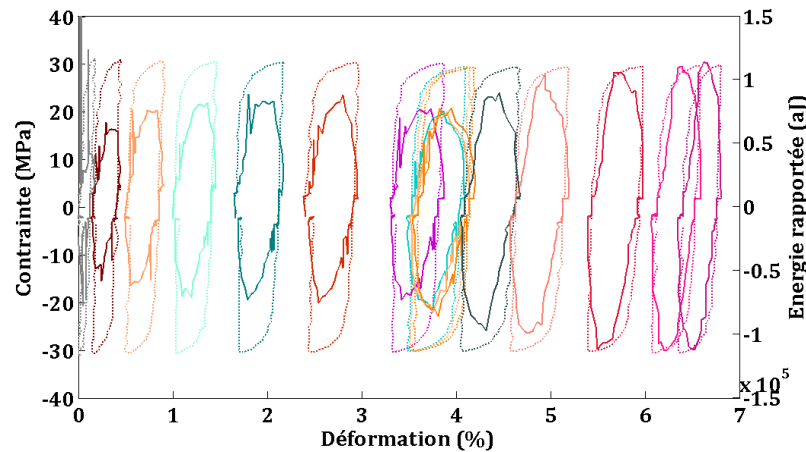


Figure 5.11. Contrainte (...) et énergie (—) en fonction de la déformation de quelques cycles au début du chargement cyclique, essai MFC62F

La Figure 5.12 montre l'évolution de l'amplitude de déformation et de l'énergie maximale par cycle en fonction du nombre de cycles.

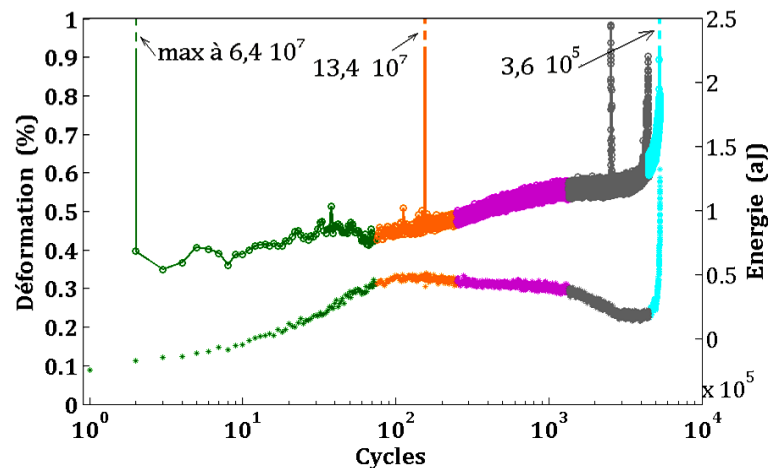


Figure 5.12. Amplitude de déformation(\*) et énergie maximale (o) par cycle au cours de l'essai MFC62

L'adoucissement continu du matériau implique la diminution du seuil de plasticité. Par conséquent, lorsque le matériau est sollicité à une amplitude de contrainte constante, il se plastifie plus facilement, ainsi le nombre de dislocations (sources d'EA continue) augmente d'un cycle à l'autre. Le nombre de dislocations activées augmentant d'un cycle à l'autre, le terme  $\dot{N}$  selon l'équation 5.1 augmente et par la suite la puissance et l'énergie de

l'EA continue émise par le matériau augmentent d'un cycle à l'autre.

#### **4. Comparaisons avec de l'EA émise par d'autres matériaux**

Dans ce paragraphe, nous allons comparer les résultats obtenus sur l'EA de type continu de nos essais avec d'autres matériaux. La Figure 5.13.a montre la puissance du signal acoustique enregistré durant la déformation plastique de matériaux de structure cristalline hexagonale (la glace) et CFC (aluminium) sous différents modes de chargement (fluage compressif, chargement cyclique traction-compression). Il s'agit d'un monocristal de glace (1h) sollicité en fluage uniaxial compressif à une contrainte et température constante ( $\sigma = 0,56$  MPa,  $T = -10^\circ\text{C}$ ). Dans le cas de la glace (Figure 5.13.a), l'EA enregistrée s'apparente à un bruit de crépitement sur un bruit de fond très faible, il s'agit en effet d'EA de type discret. En revanche, pour le cas de l'aluminium polycristallin (Figure 5.13.b), une évolution plus lisse avec un maximum autour de la contrainte correspondant à la limite élastique a été observée. Dans ce matériau, de temps à autre, des pics correspondant à de l'EA discrète qui rappelle le bruit de crépitement noté dans le cas de la glace ont été enregistrés. Ces pics sont en effet des salves d'EA et ils sont toutefois bien moins nombreux que ceux observés sur la glace.

Nous associons désormais ces salves à de la plasticité intermittente, tandis que l'EA continue, conséquence des petits mouvements non corrélés de dislocations, sera associée à de la plasticité continue. Le Tableau 5.1 recense, pour certains modes et conditions de chargement effectués sur les deux matériaux, le pourcentage de la puissance acoustique que représente la plasticité intermittente par rapport à celle de la plasticité continue. Les résultats ainsi illustrés confirment que pour la glace, le phénomène dominant est la plasticité intermittente avec des pourcentages avoisinant les 100%. En revanche, dans le cas de l'aluminium, ce type de plasticité représente un pourcentage très faible de la puissance acoustique délivrée.

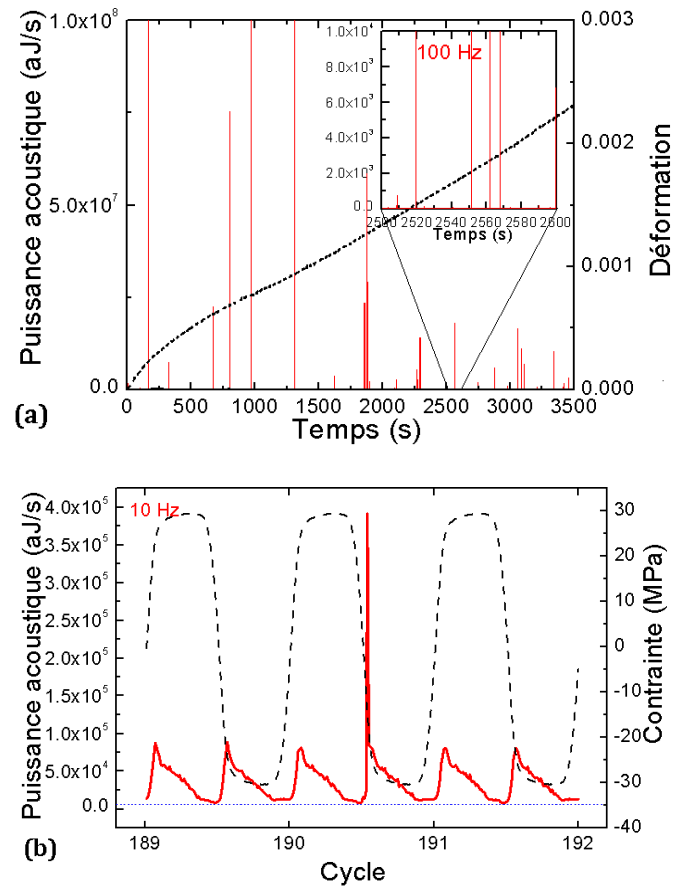


Figure 5.13. Puissance acoustique enregistrée pour des matériaux de structure hexagonale et d'autres de structure CFC, (a) Monocristal de glace (1h) sollicité en fluage uniaxial compressif (contrainte constante  $\sigma = 0,56$  MPa,  $T = -10^\circ\text{C}$ ), (b) Aluminium polycristallin (taille de grains  $\sim 5\text{mm}$ ) sous chargement cyclique uniaxiale ( $R_\epsilon = -1$ ,  $f = 0,1\text{Hz}$ ,  $\Delta\epsilon = 0,95\%$ ,  $T = 20^\circ\text{C}$ ), Courbes rouge (sauf notation contraire) puissance acoustique échantillonné à 1Hz, Courbes en pointillés noirs : déformation (a) ou contrainte (b.), lignes bleues en pointillés indiquent le niveau du bruit de fond mesuré

Tableau 5.1. Contribution (en %) de l'EA détectée sous forme de salves (EA Discrète) dans la puissance acoustique totale supérieure au bruit de fond expérimental pour plusieurs matériaux et modes de chargement

Matériau	Conditions et modes de chargement	% de la puissance acoustique correspondant à la plasticité intermittente
<b>Glace (monocristaux)</b>	Fluage en compression ( $0,15 \text{ MPa} \leq \sigma_I \leq 0,56 \text{ MPa}$ ) $T = -10^\circ\text{C}$	99,95 à 100
<b>Glace (monocristaux)</b>	Contrainte compressive de fluage augmentant ( $\dot{\sigma}_I = \text{constante}$ ) $T = -10^\circ\text{C}$	100
<b>Aluminium (monocristaux)</b>	Traction uniaxiale ( $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\varepsilon} \leq 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )	1,5 à 2,5
<b>Aluminium (polycristaux)</b>	Chargement cyclique tension-compression, déformation imposée ( $R_\varepsilon = -1$ ) ( $0,5\% \leq \Delta\varepsilon \leq 1,5\%$ )	$\sim 10^{-4} \%$ en total (de 0 à quelques % selon le cycle du chargement)
<b>Aluminium (polycristaux)</b>	Chargement cyclique tension-compression, contrainte imposée ( $R = -1$ ) ( $50 \text{ MPa} \leq \Delta\sigma \leq 62 \text{ MPa}$ )	$\sim 10^{-4} \%$ en total (de 0 à quelques % selon le cycle du chargement)

La Figure 5.14.a montre la correspondance, selon le modèle de Slimani et al. [25] (voir équations 5.1 et 5.2), entre la vitesse de déformation plastique et la puissance du signal acoustique délivré. En effet, selon l'équation 5.2, l'augmentation de  $\dot{\varepsilon}_p$  implique l'augmentation de la puissance du signal acoustique  $P$ . Par conséquent, le modèle de Slimani et al. [25] est valide.

Or si  $\dot{\varepsilon}_p$  augmente, le produit du nombre de sources activées par unité de temps multiplié par l'aire moyenne parcourue par une dislocation ( $\dot{N}.A$ ) augmente également. Dans le cas présenté, le libre parcours moyen est considéré constant sur un cycle. Par conséquent, l'augmentation de  $\dot{\varepsilon}_p$  entraîne l'augmentation du nombre de dislocations activées par unité de temps et c'est ce qui explique l'atteinte synchronisée d'un maximum pour puissance du signal acoustique et la déformation plastique.

La Figure 5.14.b montre la distribution des maxima et minima pris sur une portion du signal acoustique continu (enregistré en data-streaming, voir Chapitre 4) qui correspond à l'annexe de la Figure en (a). La distribution est tracée en respectant une loi normale implique que ces mouvements ont une taille caractéristique à l'opposé des événements enregistrés lors de la déformation de la glace qui sont distribués selon une loi puissance.

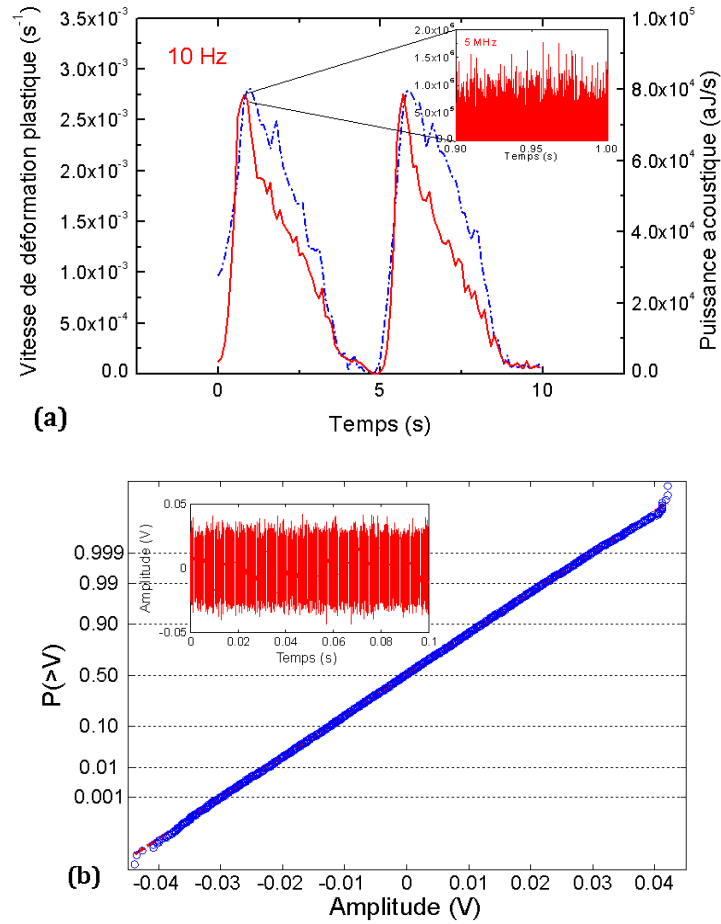


Figure 5.14 . EA enregistrée lors du chargement cyclique de l'Aluminium polycristallin ( $R_e=-1$ ,  $f=0,1\text{Hz}$ ,  $\Delta\epsilon = 0,95\%$ ,  $T=20^\circ\text{C}$ , cycle n° 329), (a) comparaison entre le signal acoustique (courbe rouge) et la déformation du matériau (courbe bleue en pointillés), l'encadré montre le signal acoustique brut échantillonné à 5 MHz pendant 0,1 s à proximité du maximum de puissance lors du cycle de chargement, (b) distribution des maxima ou minima locaux du signal acoustique (en V) représenté dans l'encadré de la Figure en (a), la distribution suit une normale.

## 5. Conclusions

L'EA continue est étroitement liée à la contrainte appliquée dans le matériau. En sollicitation monotone ou cyclique, elle est maximale aux alentours du seuil de plasticité, en dépit du sens du chargement (traction-compression). Nous suggérons qu'en effet, l'EA de type continue résulte de l'effet cumulé de plusieurs petits mouvements non corrélés, correspondant à des sources de dislocations activées dans les sous-structures de dislocations.



En ce qui concerne les sollicitations cycliques à déformation imposée, l'évolution de l'EA continue dépend des variations microstructurales, selon le stade de fatigue. Lors du premier stade d'écrouissage du matériau, la structure irrégulière de dislocation qui commence à s'installer au sein de l'échantillon cause la multiplication d'obstacles au mouvement des dislocations dans la structure sollicitée. D'ailleurs, d'une manière générale, l'EA démarre élevée par rapport au plus bas point atteint lors des sollicitations cycliques. L'activité acoustique est encore plus importante au cours du premier cycle au début des sollicitations sur un échantillon traité thermiquement. Ceci est valable uniquement pour les quelques premiers cycles du premier stade puisque les contraintes, relaxées au cours du traitement thermique, se réinstallent dès les premiers cycles à cause du fort écrouissage du matériau. L'échantillon atteint alors très vite (au bout de 3-5 cycles) un état semblable à celui d'un brut d'usinage. L'EA continue délivrée par le matériau diminue ensuite au cours des cycles du chargement, car la structure de dislocation s'installe progressivement. Par la suite, même s'il y a réorganisation de la structure de dislocation au cours du second stade, l'aire parcourue par les dislocations continue à diminuer et l'EA continue collectée diminue progressivement. Au cours du troisième stade, cette structure s'affine perpétuellement au sein de l'échantillon sollicité. Nous observons toutefois une augmentation de l'EA continue principalement due à l'activation de nouveaux plans de glissement. Les dislocations progressent désormais selon ces plans, induisant ainsi une multiplication des sources de l'EA continue : les mouvements décorrélés de dislocations.

Pour le cas des échantillons sollicités à contrainte imposée, nous constatons sur les trois premiers stades de fatigue l'abaissement continu du seuil de plasticité à cause de l'adoucissement du matériau. Ceci vient corroborer nos affirmations : l'EA continue est directement liée aux mouvements de dislocation puisqu'en sollicitant le matériau de la sorte on augmente le nombre de dislocations activées d'un cycle à l'autre.

Les deux stades terminaux de fatigue, quant à eux, pour les deux types de sollicitations, ne mettent plus en jeu les mêmes phénomènes précédemment discutés mais plutôt d'autres phénomènes plus énergétiques qui sont reliés à l'endommagement du matériau.

Slimani et al. [25] ont pu établir un modèle reliant la puissance du signal acoustique délivré au nombre de sources de dislocations activées par unité de temps et à l'aire balayée par ces dislocations. Si l'on considère qu'une taille caractéristique est associée à ces petits mouvements, donc on peut montrer que le taux d'énergie de l'EA continue est proportionnel à  $\dot{N}$ , un nombre de sources activées par unité de temps. D'un cycle à l'autre, l'énergie acoustique de type continue paraît constante car, notamment, les changements sur la contrainte sont peu importants. Ces remarques viennent confirmer la dépendance de la puissance du signal acoustique à la contrainte appliquée sur l'échantillon.

En comparant avec des études faites sur la glace, un matériau ayant une structure hexagonale, nous avons pu montrer qu'il y a coexistence de deux types de plasticité in-

duites lors du chargement de notre matériau : (i) une plasticité continue qui est responsable de l'EA continue fortement influencé par la contrainte mesuré dans le matériau lors de la sollicitation, cette plasticité est le résultat des mouvement décorrélés de dislocations qui sont distribués selon une loi gaussienne. (ii) une plasticité intermittente qui est à l'origine de l'EA discrète (les salves) enregistrées au cours du chargement, qui dépassent le seuil d'acquisition et qui sont distribuables selon une loi puissance.

La plasticité intermittente fera l'objet du chapitre suivant.



## **Chapitre 6. Évolution de l'Émission acoustique discrète**

Nous avons montré dans le chapitre précédent que l'EA de type continu est principalement liée à la plastification du matériau à travers les mouvements non corrélés des dislocations mis en jeu. Dans ce chapitre, nous allons axer les analyses sur l'EA de type discret.

Nous étudierons le comportement de l'activité acoustique de type discret lié aux mécanismes de plasticité cristalline à l'échelle des structures de dislocations. Également, nous analyserons le comportement de cette activité pendant les stades correspondant à l'endommagement. Par convention, nous entendons par endommagement dans ce manuscrit les phénomènes liés à la microfissuration et fissurations du matériau.



## 1. Essai de traction monotone

Kieswetter et Schiller [33] ont principalement étudié l'EA de type continu émise lors de la traction monotone de l'aluminium. Nous avons illustré sur la Figure 1 du chapitre 5, leurs données d'EA continue en fonction de la déformation. En observant à plus petite échelle cette figure, et en prenant la partie du signal acoustique continu correspondant à la striction, ils sont arrivés à discerner les salves d'EA discrète qui se distinguent du niveau de l'EA continue (Figure 6.1).

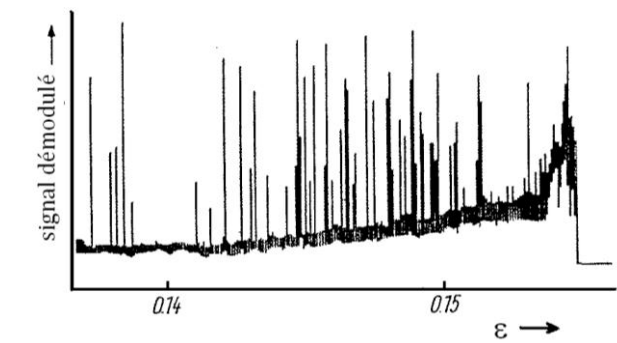


Figure 6.1. EA continue et discrète en fonction de la déformation d'un polycristal d'aluminium : fin de la sollicitation en traction monotone (striction) [33]

Similairement aux résultats de la littérature, nous avons noté que l'EA discrète est très faible durant les essais de traction (quelques dizaines de hits dans le meilleur des cas). Dans le cas où le seuil d'acquisition retenu est plus élevé, cette activité discrète peut même être inexistante. Ce genre de limitation est le plus souvent rencontré lors de la plastification du matériau, où les phénomènes mis en jeu sont souvent de faible amplitude. En revanche, lors du domaine correspondant à l'endommagement du matériau, une activité acoustique discrète, même faible, a toujours été enregistrée.

Il est intéressant de repérer à quel moment du chargement mécanique le signal acoustique apparait. En effet, une salve d'EA peut être repérée par ses coordonnées force, déformation, temps auxquelles elle a été enregistrée. De la sorte, on peut représenter un essai mécanique à travers son activité acoustique en plus de sa réponse mécanique usuellement utilisée.

La Figure 6.2 illustre le comportement mécanique et l'activité acoustique enregistrée lors des essais de traction monotone sur aluminium INS01 et INS02. L'essai INS01 a été effectué avec un seuil de détection acoustique de 34 dB alors que l'INS02 a été effectué avec un seuil de 30 dB. Afin de pouvoir comparer les deux essais, nous illustrons pour

l'essai INS02, sur cette figure, les hits dont l'amplitude est supérieure ou égale à 34 dB avec des marqueurs différents de ceux dont l'amplitude est inférieure à 34dB.

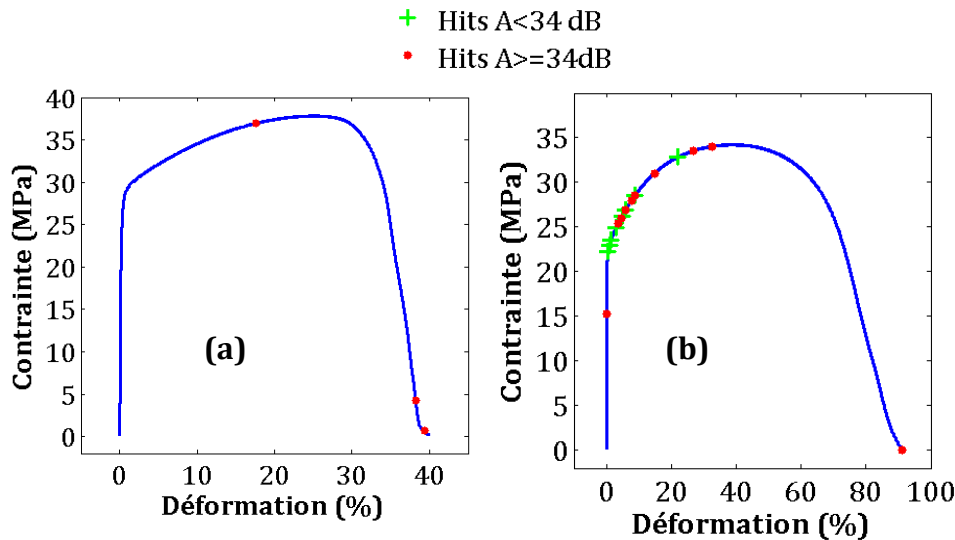


Figure 6.2. Signaux acoustiques tracés en contrainte en fonction de la déformation :  
(a) Essai INS01, (b) Essai INS02

Pour les deux essais, les strictions sont apparues à l'intérieur de la zone utile de l'éprouvette. Toutefois, le premier essai présente une activité acoustique discrète moins abondante même à seuils comparable. En effet, pour le second essai, nous avons adopté une éprouvette plus courte que dans le premier. Par conséquent, les capteurs sont moins éloignés des zones critiques et il y a moins de dissipation des ondes acoustiques. Les mouvements de dislocations étant des événements d'amplitude peu élevée, les ondes correspondantes sont rapidement atténuées dans la structure même s'il s'agit d'un matériau peu atténuant. C'est probablement cette même raison (longueur de l'échantillon) qui a affecté l'allongement total à la rupture.

Nous pouvons remarquer sur l'essai INS02 (Figure 6.2.b) que la majorité des hits apparaît peu après la limite d'élasticité. Lors de ces deux essais monotones, l'activité acoustique enregistrée dans le domaine plastique et bien avant le domaine de striction est probablement due aux mouvements de dislocations dans le matériau. Contrairement à l'EA continue, perçue comme fortement induite par les mouvements individuels et non-corrélés des dislocations dans le matériau, l'EA de type discret est en réalité la conséquence de mouvements corrélés impliquant de nombreuses dislocations, on parle dans ce cas d'avalanches de dislocations [36, 70, 71]. Tout compte fait, cela nous renvoie à l'admission d'une coexistence entre deux types de plasticités induites dans le matériau : une plasticité continue liée aux mouvements non corrélés de dislocations (source de l'EA continue) et une plasticité intermittente qui génère de l'EA discrète due aux avalanches de dislocations.

## 2. Évolution de l'EA discrète au cours de la fatigue

### 2.1. Essais sur aluminium pur à déformation imposée sans traitement thermique

A l'image des essais monotones, il s'avère intéressant de repérer le moment d'apparition des salves d'EA cours du chargement cyclique. La Figure 6.3 révèle l'apparition des signaux acoustiques (localisés et non localisés) au cours des cycles selon la contrainte en fonction du temps pour l'essai MFC095N5, que nous prendrons comme exemple pour ce type de sollicitation, effectué à une amplitude de déformation  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$  et une fréquence de chargement  $f = 0,1\text{Hz}$ . Notons qu'il s'agit ici d'une représentation à échelle linéaire. Une première constatation est que l'activité acoustique de type discret est très faible au début de l'essai comparée à celle qui est enregistrée lors des phases ultimes de la fatigue, au cours des stades 4 et 5. En effet, l'EA discrète est plus importante à l'approche de la rupture du matériau. Notons également que les événements (signaux acoustiques localisés) sont plus nombreux vers la fin de l'essai alors que les hits (signaux acoustiques non localisés) constituent la majorité de l'activité discrète détectés au cours de la sollicitation.

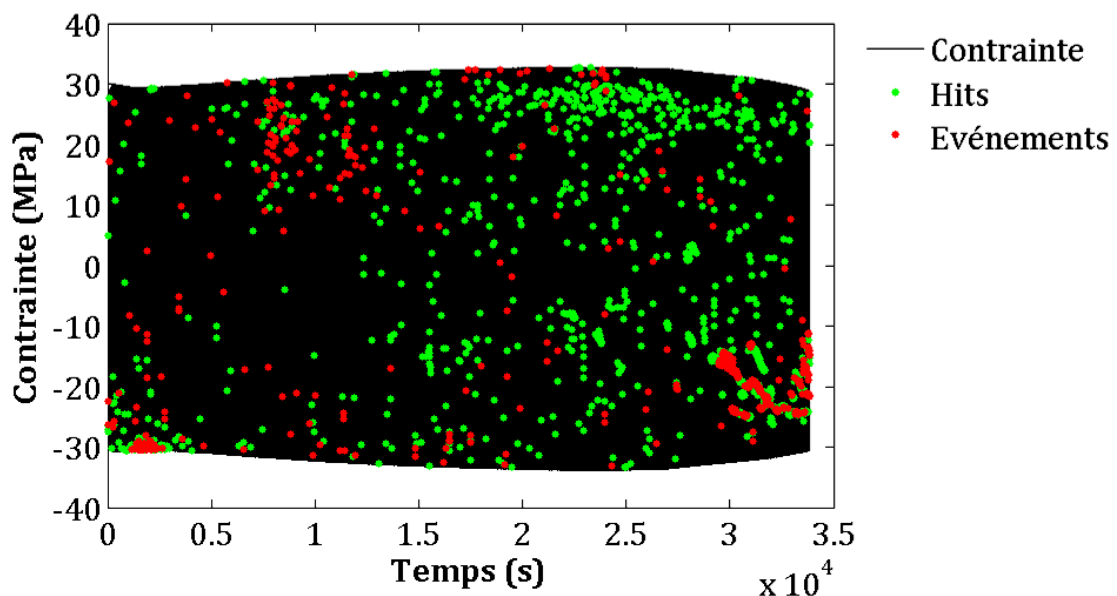


Figure 6.3. Contrainte et signaux acoustiques en fonction du temps (essai MFC095N5 à  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$ )

La Figure 6.4 résume le nombre cumulé de hits en fonction du nombre de cycles ainsi que l'évolution de la contrainte maximale atteinte par cycle pour le même essai



MCF095N5. Le code couleur évoqué dans les chapitres précédents est respecté. Nous pouvons constater que seulement 27 % du nombre total de hits est enregistré au cours des trois premiers stades de fatigue (60% de l'essai). Le reste des hits a été enregistré pendant les deux derniers stades, correspondant à l'endommagement et la rupture du matériau.

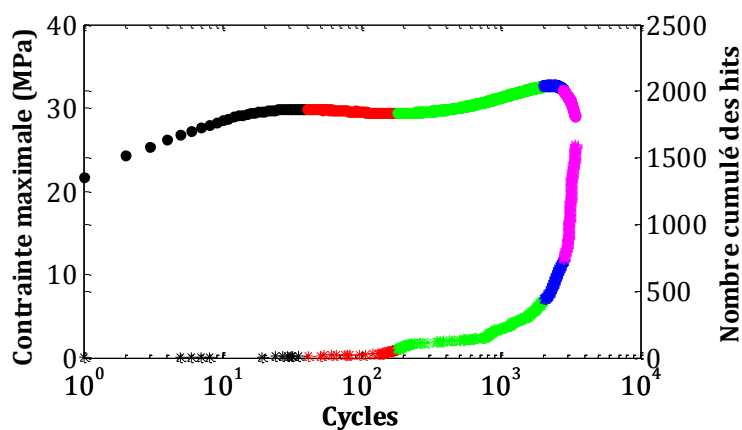


Figure 6.4. Contrainte maximale (•) et nombre cumulé des hits (\*) en fonction du nombre de cycles (essai MFC095N5 à  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$ )

La Figure 6.5 représente le pourcentage du nombre de hits pour chaque stade, pour des essais effectués à deux amplitudes de déformations différentes : 0,5 % et 0,95 %, toutes autres conditions égales par ailleurs.

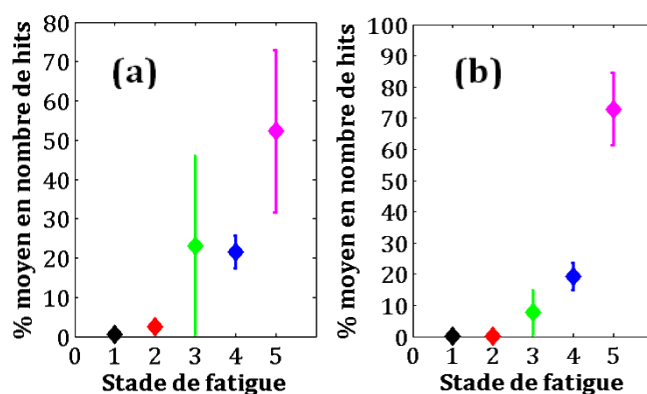


Figure 6.5. Pourcentage moyen de hits pour chaque stade de fatigue pour des essais réalisés à deux amplitudes de déformation imposées : (a) Essais  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  (MFC095N1-3-5), (b) Essais  $\Delta\varepsilon = 0,50\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  (MFC050N1-2)

Notons pour les deux types d'essais l'augmentation en nombre de hits à travers les différents stades. Plus de 50 % des hits sont enregistrés lors des deux stades ultimes de fatigue, indépendamment de l'amplitude de déformation imposée. La Figure 6.6 montre par ailleurs l'évolution du ratio nombre de hits par cycle (N/Cycle) pour chaque stade de fatigue, illustrée pour deux exemples d'essais à des amplitudes de déformations de 0,95 %

et 0,50 %. Nous pouvons constater que ce ratio double, voire triple, lors du dernier stade par rapport à la moyenne des stades initiaux. Ces constatations sont globalement reproductibles sur les autres essais.

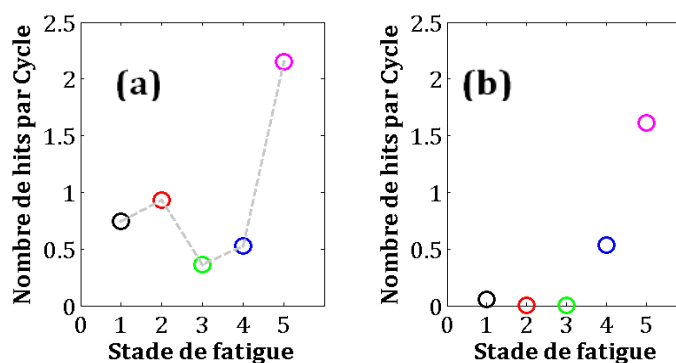


Figure 6.6. Nombre de hits par cycle pour chaque stade pour deux types d'essais : (a) Essais  $\Delta\varepsilon = 0,95$  % et  $f = 0,1$ Hz (MFC095N5), (b) Essais  $\Delta\varepsilon = 0,50$  % et  $f = 0,1$ Hz (MFC050N2)

Toutefois, analyser le nombre de hits que l'on enregistre durant l'essai n'est pas suffisant, il est important d'analyser des paramètres caractérisant le signal acoustique, aussi appelés descripteurs, tels que l'énergie des signaux acoustiques collectés. Dans cette perspective, l'énergie de chaque hit et l'énergie cumulée sont représentées en fonction du nombre de cycle (Figure 6.7) pour l'essai MFC095N5.

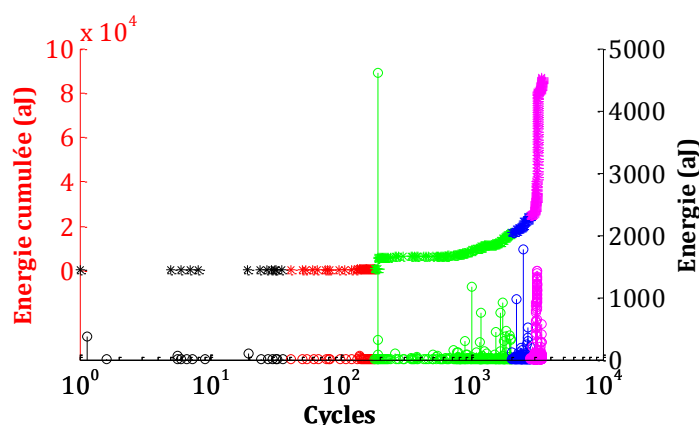


Figure 6.7. Énergie (o) et énergie cumulée (\*) des signaux acoustiques en fonction du nombre de cycles (essai MFC095N5 à  $\Delta\varepsilon = 0,95$  % et  $f = 0,1$ Hz)

La Figure 6.7 présente l'évolution de l'énergie acoustique dissipée sous forme de hits au cours de l'essai. Les deux derniers stades sont caractérisés par des hits apparemment plus énergétiques que ceux apparaissant aux premiers stades, et ce quelque soit l'amplitude de déformation imposée. Les informations illustrées dans les Figure 6.6 et Figure 6.7 ont été combinées dans la Figure 6.8, en traçant l'énergie moyenne des si-

gnaux acoustiques pour chaque stade de fatigue, donnant une idée quantitative de l'évolution de l'énergie d'un stade à l'autre.

Nous remarquons sur la Figure 6.7 qu'il y a un hit relativement énergétique par rapport au niveau moyen dans le premier et dans le troisième stade. Par conséquent, afin de s'affranchir de ces valeurs extrêmes, nous avons choisi d'illustrer sur le même graphe (Figure 6.8.a) la moyenne d'énergie des hits pour chaque stade en omettant cette valeur. Il s'avère que le hit le plus énergétique du stade d'écrouissage primaire représente environ 56 % de l'énergie totale de ce stade, tandis que le hit le plus énergétique du stade d'écrouissage secondaire représente 30 % de l'énergie recueillie sur ce stade. Ceci peut donner une indication sur la variabilité de tailles des différents événements acoustiques (localisés ou non).

La Figure 6.8.b représente le taux d'énergie recueillie dans chaque stade par rapport à l'énergie totale des hits détectés tout le long de l'essai ( $P_E = \frac{E_{stade}}{E_{essai}} \times 100$  avec  $E_{stade}$  la somme des énergies des hits enregistrés lors du stade considéré et  $E_{essai}$  la somme des énergies des hits enregistrés pendant la totalité de l'essai).

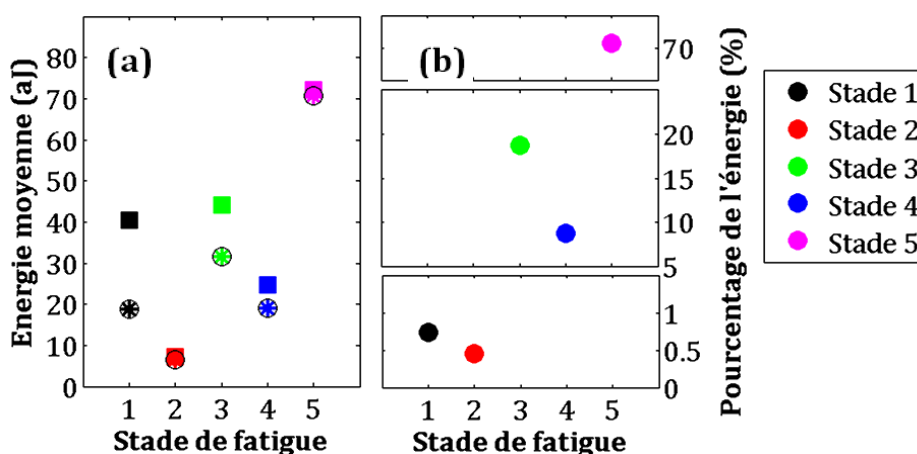


Figure 6.8. (a) ■: Énergie moyenne des signaux acoustiques dans chaque stade ; \* : la même énergie calculée en excluant le signal le plus énergétique de chaque stade. (b) Pourcentage d'énergie émise lors de chaque stade. (Essai MFC095N5 à  $\Delta\epsilon = 0,95$  % et  $f = 0,1$ Hz)

Les Figure 6.9 et Figure 6.10 représentent l'énergie moyenne des signaux acoustiques pour d'autres essais effectués dans des conditions semblables, respectivement à des amplitudes de déformation de 0,95 % et 0,50 %. Nous notons pour les essais 095N1 et 095N3 (Figure 6.9) que l'énergie moyenne des hits est élevée pour le premier stade par rapport aux autres stades. Pour l'essai 095N5 (Figure 6.8.a) cette énergie est également importante bien que plus faible que celle du troisième et du dernier stade. Néanmoins, notons que le troisième stade de cet essai affiche des hits bien plus énergétiques en comparaison

aux stades 3 des autres essais dans des conditions similaires.

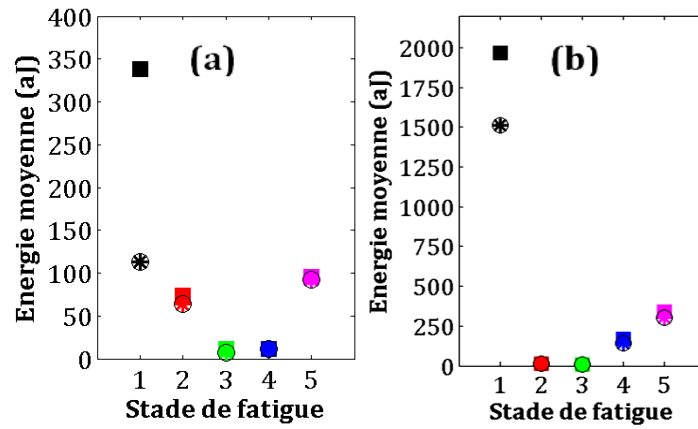


Figure 6.9. ■: Énergie moyenne des signaux acoustiques pour chaque stade ; ✱: la même énergie calculée en excluant le signal le plus énergétique de chaque stade, pour des essais effectués dans les mêmes conditions que l'essai MFC095N5 ( $\Delta\varepsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$ ): (a) essai MFC095N1, (b) essai MFC095N3

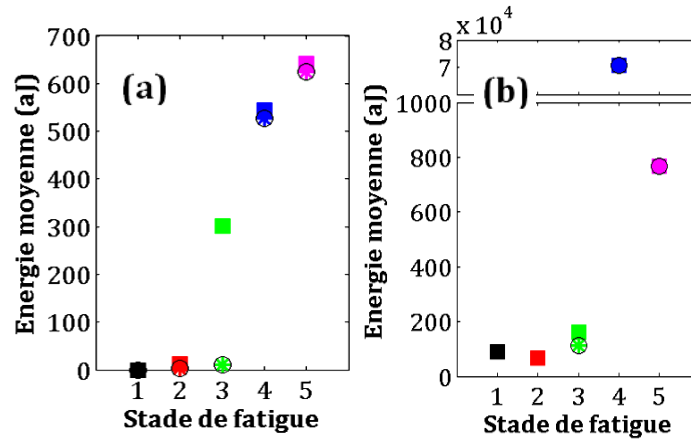


Figure 6.10. ■: Énergie moyenne des signaux acoustiques pour chaque stade, ✱: la même énergie calculée en excluant le signal le plus énergétique de chaque stade : deux essais effectués à  $\Delta\varepsilon = 0,50\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$ : (a) essai MFC050N1, (b) essai MFC050N2

Notons que les valeurs absolues des énergies des hits peuvent différer d'un essai à l'autre en raison des conditions du couplage, par exemple. Par conséquent, il est plus judicieux de comparer les descripteurs des signaux collectés pour des essais effectués dans des conditions similaires.

La Figure 6.11 présente une moyenne du pourcentage ( $M_{p\_stade}$ ) de l'énergie dans chaque stade par rapport à l'énergie totale pour des essais similaires ainsi que l'écart-type. Cette moyenne est calculée selon l'équation  $M_{p\_stade} = \frac{\sum E_{Stade}}{N_{essai}}$  où  $N_{essai}$  est le nombre total

des essais considérés pour en déduire une moyenne du pourcentage et  $E_{stade}$  est l'énergie du stade en question dans chacun des essais considérés.

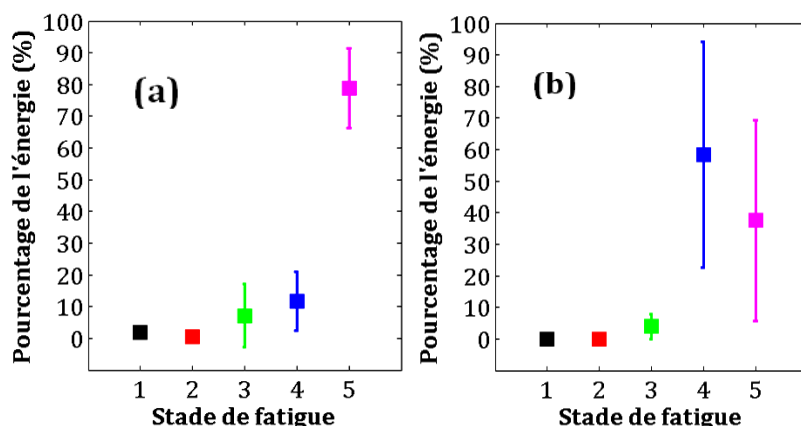


Figure 6.11. Pourcentage moyen et écarts d'énergie dans chaque stade pour des essais dans des conditions semblables : (a) essais  $\Delta\epsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  (MFC095N1-3-5), (b) essais  $\Delta\epsilon = 0,50\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  (MFC050N1-2)

Notons, d'après la Figure 6.11, la forte énergie qui caractérise les émissions lors des deux derniers stades de fatigue, et ce quelque soit l'amplitude de déformation imposée. Ceci confirme la nature très énergétique des événements attribués à ces deux stades ultimes que nous considérons majoritairement associés à l'endommagement du matériau, c'est-à-dire, les phénomènes de microfissuration et de fissuration (propagation, percolation, etc. ...).

Le faible nombre et taux d'énergie que représentent les trois premiers stades de chaque type d'essai laisse suggérer, comme évoqué lors du précédent chapitre, qu'il s'agit bien de la plasticité intermittente induite par les avalanches de dislocations.

## 2.2. Essais sur aluminium pur traité thermiquement et essais à force imposée

Des analyses identiques à celles que nous venons de présenter ont été effectuées pour les essais sur aluminium pur traité thermiquement et pour les essais à force imposée. Les Figure 6.12.a et b illustrent le pourcentage en nombre de hits et en énergie calculés par rapport à tout l'essai pour chacun des stades de fatigue (détails du partitionnement et analyses du comportement au chapitre 2, essais MFC095TT3 et MFC62F).

Globalement, pour l'essai sur le matériau traité thermiquement (Figure 6.12.a), nous observons une reproduction de la tendance des résultats obtenus lors des essais effectués sur matériau non traité. Nous avons vu au chapitre précédent que la plasticité continue

avait été affectée par ce traitement ; il en est de même pour la plasticité intermittente. En effet, le fait de relaxer les contraintes internes dans le matériau favorise la propagation d'avalanches, impliquant un nombre important de mouvements de dislocations.

L'essai à force imposée illustré sur la Figure 6.12.b montre une augmentation continue du nombre de hits d'un stade à l'autre, abstraction faite du dernier stade correspondant à la rupture. En effet, si le dernier stade est moins énergétique c'est à cause du nombre de signaux acoustiques au cours de ce stade qui est faible par rapport à tout l'essai. Par contre, l'évolution de l'énergie d'un stade à l'autre est plutôt en dents de scie. En effet, les deux premiers stades présentent un pourcentage moyen d'énergie plus important que le reste des stades. Une chute de l'énergie libérée par les hits au cours du troisième stade est notable, cette chute vient accompagner l'écrouissage (même étant très faible) du matériau. Les deux premiers stades indiquent en revanche un adoucissement puis une stabilisation de l'amplitude de déformation du matériau suite à sa sollicitation. Ceci rappelle fortement le comportement de l'EA continue, en effet, un plus grand nombre d'avalanches de dislocations sont mises en jeu à cause de la diminution du seuil de plasticité observée entre le premier et le second stade.

L'augmentation de la vitesse d'écrouissage au cours du quatrième stade s'accompagne d'une légère augmentation de l'énergie moyenne par hit (Figure 6.13.a) par rapport au stade précédent. L'énergie totale de ce stade augmente (Figure 6.12.b) malgré la diminution du nombre de hits par cycle au cours de ce stade (Figure 6.13.b) car le nombre de hits total a augmenté au cours de ce stade (Figure 6.12.b), cette augmentation en nombre peut être due au fait que ce stade compte un nombre de cycles plus élevé.

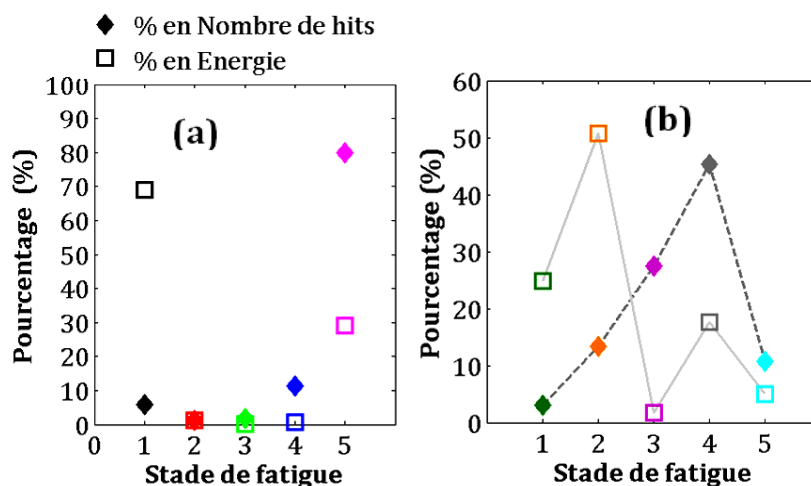


Figure 6.12. Pourcentage en nombre de hits  $\blacklozenge$  et pourcentage en énergie  $\square$  dans chaque stade: (a) essai sur aluminium pur traité thermiquement effectué à  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  (MFC095TT3), (b) essai à force imposée  $\Delta\sigma = 62\text{ MPa}$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  (MFC062F)

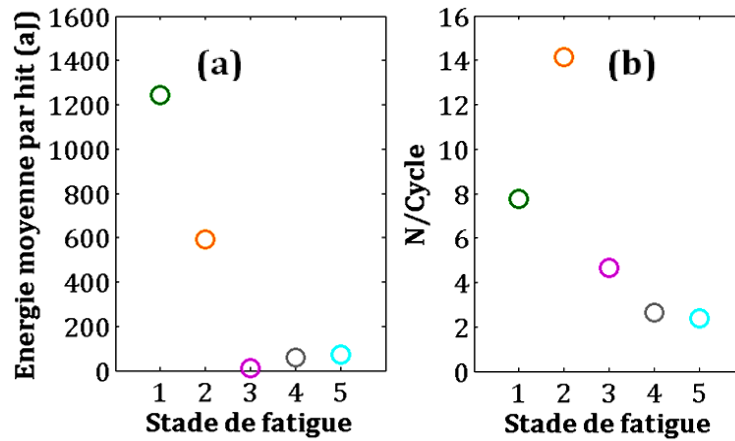


Figure 6.13. Essai à force imposée  $\Delta\sigma = 62 \text{ MPa}$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  (MFC062F), (a) énergie moyenne par hit pour chaque stade, (b) nombre moyen de hits par cycle pour chaque stade

## 2.3. Conclusions

D'une manière générale, nous notons une émissivité plus importante en nombre pendant les deux derniers stades de fatigue. Toutefois, l'énergie moyenne par hit en fonction des stades suit une forme parabolique. En effet, malgré le faible nombre de hits du premier stade, l'énergie moyenne par hit de ce stade est généralement plus élevée que celle des deux stades qui suivent. Il en résulte alors que les avalanches de dislocations mises en jeu lors de ce stade sont plus énergétiques. Dans le cas de l'EA continue, nous avons noté que cette dernière était plus importante au premier cycle et diminuait par la suite. La cause réside dans le fait que le libre parcours moyen est de plus en plus rétréci d'un cycle à l'autre et de même d'un stade à l'autre. Par analogie au comportement de l'EA continue, les avalanches de dislocations deviennent de moins en moins énergétiques.

### 3. Structure de l'EA discrète au sein du cycle de fatigue

Dans cette partie nous nous focalisons sur la répartition de l'EA au sein du cycle.

#### 3.1. Essais sur aluminium pur à déformation imposée sans traitement thermique

Il s'avère intéressant de repérer à quel moment l'activité acoustique survient dans le cycle et si celle-ci évolue au cours des stades. La Figure 6.14 donne une indication qualitative du moment d'apparition des signaux acoustiques dans le cycle, tracé en contrainte-déformation, selon les différents stades de fatigue.

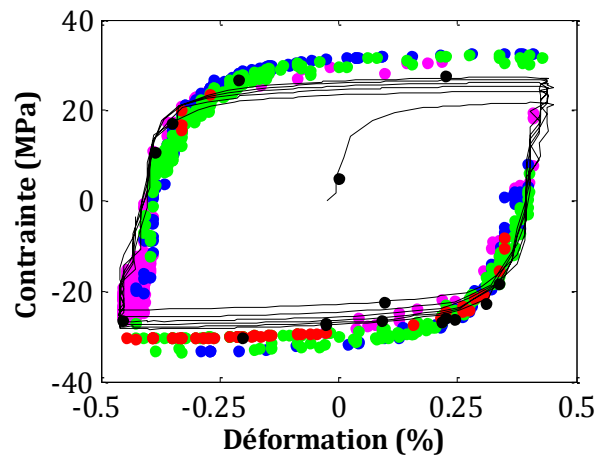


Figure 6.14. Hystérésis de contrainte-déformation représentées avec les salves d'EA

Toutefois, cette représentation ne donne pas d'indication sur l'évolution quantitative de l'EA discrète enregistrée. Par conséquent, nous reproduisons un histogramme indiquant le nombre normalisé de hits (NNH) par rapport au nombre total de hits enregistrés dans chaque stade en fonction du temps relatif de leur apparition dans le cycle. Les Figure 6.15 et Figure 6.16 illustrent la moyenne du NNH calculée pour les trois premiers stades de fatigue sur des essais effectués sous des conditions semblables ( $\Delta\epsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  : MFC095N1-3-5). A titre d'indication, on y trouve également une moyenne de la contrainte du même stade correspondant à tous les essais en question et la valeur maximale du NNH qui a pu être atteinte sur l'un de ces essais.



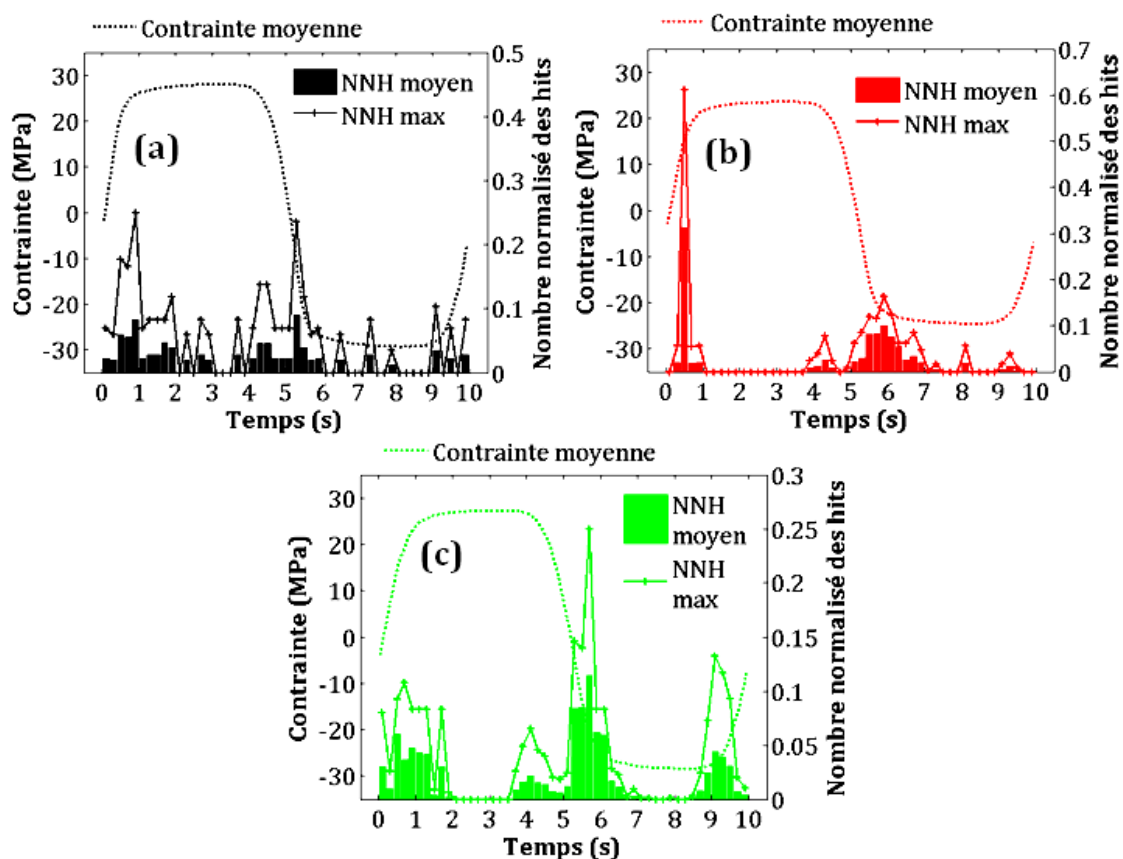


Figure 6.15. Moyenne du Nombre Normalisé des Hits (NNH) calculé sur les trois essais MFC095N1-3-5 pour les trois premiers stades de fatigue, (a) premier stade : écrouissage primaire, (b) second stade: adoucissement primaire, (c) troisième stade : écrouissage secondaire

Nous notons sur la Figure 6.15 une symétrie d'apparition des hits en tension comme en compression avec un maximum d'activité au seuil de plasticité. Ceci vient confirmer l'idée que des avalanches de dislocations sont activées à ces moments précis de plasticité au cours des cycles : phénomène dominant aux trois premiers stades de fatigue..

La Figure 6.16 représente les mêmes analyses concernant l'activité acoustique enregistrée lors des deux derniers stades de fatigue. Nous remarquons que la symétrie est brisée ; en particulier pour le 5<sup>ème</sup> stade où l'essentiel des hits apparaissent en compression ( $\sigma < 0$ ), peu après l'inversement du sens de déplacement ( $\dot{\sigma} > 0$ ). Ceci suggère que l'EA n'est plus liée aux mécanismes de plasticité cristalline mais à un endommagement associé à des microfissures. Plus particulièrement, cette activité pourrait provenir de frottements induits entre les lèvres de fissures ou encore de contacts entre surfaces rugueuses, sur des aspérités.

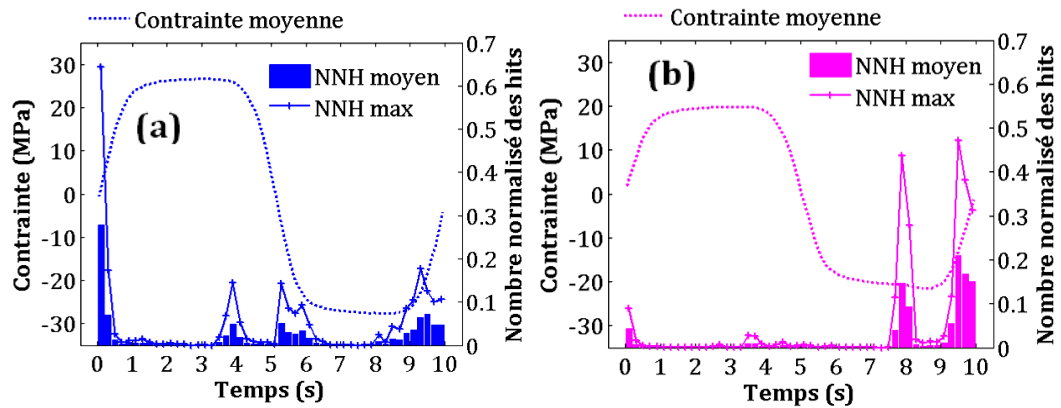


Figure 6.16. Moyenne du NNH calculée sur les trois essais MFC095N1-3-5 pour les deux derniers stades de fatigue : (a) quatrième stade: adoucissement secondaire, (b) cinquième stade de fatigue : rupture

### 3.2. Essais sur aluminium pur traité thermiquement

De la même manière, nous représentons les histogrammes des NNH par stade pour l'essai MFC095TT3 (Figure 6.17), essai à déformation imposée effectué sur un échantillon traité thermiquement. Nous retrouvons sensiblement le même comportement que pour les essais effectués à déformation imposée sur des échantillons non traités.

Soulignons que pour cet essai effectué sur échantillon traité, le tout premier cycle enregistre 73 % de l'activité acoustique totale du premier stade ce qui influe fortement le NNH. En effet, nous remarquons sur la Figure 6.17.a que le NNH suit étroitement l'évolution de la contrainte au cours du premier cycle. La Figure 6.18 indique le moment d'apparition des hits au cours du premier stade par leurs coordonnées contrainte-déformation. Sur cette même figure, nous surlignons les hits apparus lors du premier cycle, correspondant au chargement initial de l'échantillon. Ces hits sont caractérisés par une apparition majoritairement lors de la plastification du matériau, à l'image des hits enregistrés au cours des trois premiers stades d'une manière globale.

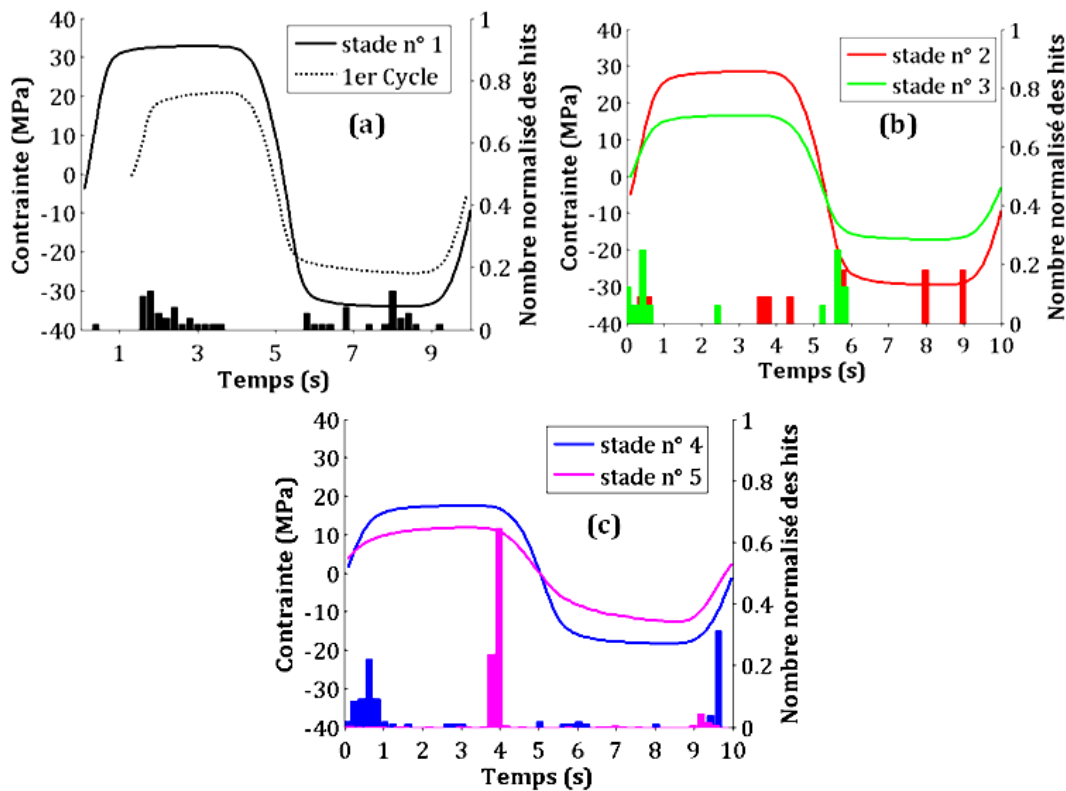


Figure 6.17. Essai sur aluminium pur traité thermiquement effectué à  $\Delta\epsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$  (MFC095TT3) : Nombre Normalisé de Hits (NNH) pour (a) le premier stade, (b) second et troisième stade, (c) les deux derniers stades

Ces observations confirment que l'EA discrète enregistrée lors de la plastification du matériau est liée aux avalanches de dislocations qui sont activées dès que le seuil de plasticité est déclenché. Le fait que les trois quart des hits enregistrés lors du premier stade étaient répartis sur le premier cycle souligne que les dislocations induites ne tardent pas à recréer des contraintes internes au sein de la structure préalablement relaxée.

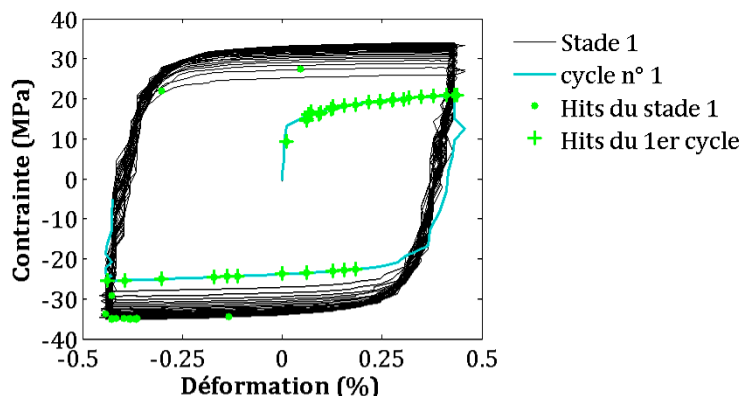
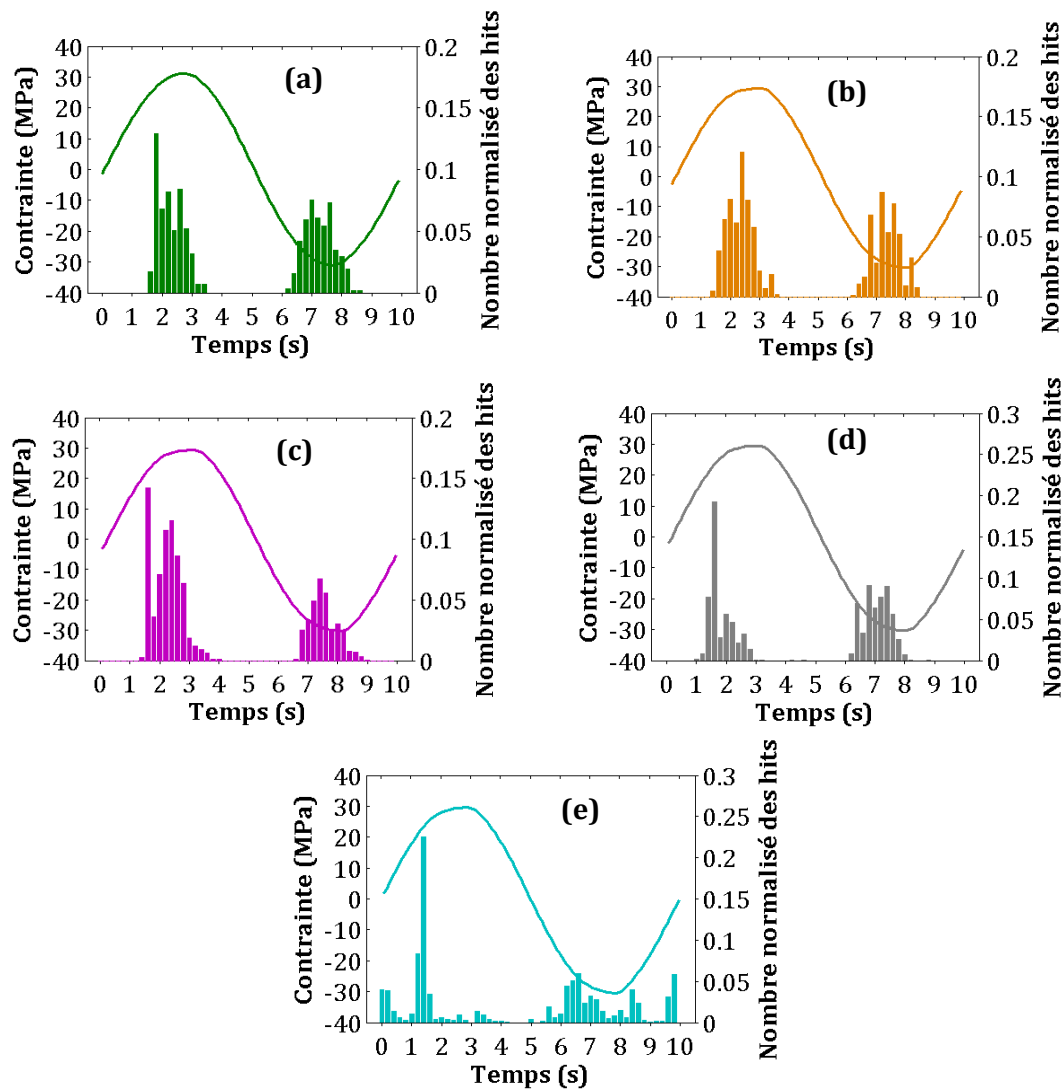


Figure 6.18. Cycles et hits du premier stade de fatigue tracés en contrainte en fonction de la déformation

### 3.3. Essais à force imposée

A l'image des Figure 6.15 à Figure 6.17, la Figure 6.19 illustre le NNH pour chaque stade de fatigue pour un exemple d'essai à force imposée : l'essai MFC062F ou l'amplitude de contrainte appliquée est  $\Delta\sigma = 62$  MPa et la fréquence de sollicitation est toujours  $f = 0,1$  Hz. Identiquement aux essais à déformation imposée, l'activité acoustique de type discret apparaît lorsque la contrainte dépasse le seuil de plasticité, en traction comme en compression, jusqu'au maximum de contrainte appliquée. Au-delà, cette activité est quasi inexistante.

Pour les mêmes raisons évoquées pour les essais à déformation imposée, la symétrie installée lors des quatre premiers stades est perdue pour le stade ultime. En effet, c'est au cours du dernier stade que les propriétés mécaniques de la structure sollicitée s'effondrent : l'endommagement lié à la microfissuration domine. Un niveau de contrainte étant maintenu pour ces essais, la plastification du matériau est maintenue au cours du chargement et par la suite un « taux » similaire d'avalanches est activé d'un cycle à l'autre.



■ NNH Stade 1 ■ NNH Stade 2 ■ NNH Stade 3 ■ NNH Stade 4 ■ NNH Stade 5

Figure 6.19. Essai à force imposée  $\Delta\sigma = 62$  MPa et  $f = 0,1$  Hz (MFC062F): Nombre Normalisé des Hits (NNH) pour (a, b, c, d, e) respectivement : premier, second, troisième, quatrième et cinquième stade

#### 4. Discussions sur la plasticité de l'aluminium pur à travers l'évolution de son EA discrète

Les analyses précédemment développées au chapitre 3 montrent que le premier stade de fatigue est caractérisé par l'établissement d'une structure irrégulière de dislocations. Dans le cas d'une sollicitation à déformation imposée, cette structure se forme dès les premiers cycles du chargement. Ainsi, pendant le premier stade de fatigue, nous supposons que les hits enregistrés lors de la plastification du matériau sont liés aux mouvements

de dislocations. Si nous avons montré au chapitre 5 que l'EA de type continue était liée à l'effet cumulatif de nombreux petits mouvements décorrélés, nous attribuons l'EA de type discret à des mouvements coopératifs sous forme **d'avalanches de dislocations**. La majorité de ces hits survient principalement lors de la plastification du matériau (Figure 6.15, Figure 6.17, et Figure 6.18 pour les essais à déformation imposée, Figure 6.19 pour les essais à force imposée), ce qui corrobore nos conclusions.

Ces avalanches de dislocations sont enregistrées suite au mouvement simultané et corrélé de plusieurs dislocations, générant une onde acoustique relativement énergétique due à ce cumul de mouvements. Ainsi, lors du premier stade de fatigue correspondant à l'écrouissage primaire, cette activité acoustique discrète diminue au fur et à mesure que le matériau s'écrouit, à l'image de l'évolution de l'EA continue. Ensuite, la probabilité de déclencher ces avalanches devient de plus en plus faible de par l'établissement de la microstructure de dislocations qui réduit le libre parcours moyen de celles-ci, et nous constatons, dans la majorité des cas, une moyenne du nombre de hits par cycle inférieure à un (exemple Figure 6.6). En outre, un nombre plus important d'avalanches de dislocations est déclenché lors du premier cycle de chargement pour les essais effectués sur matériau traité thermiquement, du fait que la structure a pu être régénérée. Dans les deux cas (échantillons traités thermiquement et non traités), le premier cycle enregistre un nombre important d'avalanches car elles sont nombreuses et se déclenchent dans toutes les directions du volume utile sollicité.

Au cours du second stade, l'activité acoustique est légèrement plus importante (Figure 6.6), cependant les signaux sont moins énergétiques (Figure 6.8). Nous avons expliqué que pendant ce stade, le matériau commence à s'adoucir et la structure, précédemment installée, se réorganise en cellules de dislocations régulières. Nous supposons que les avalanches de dislocations enregistrées au cours de ce stade sont dues à la réorganisation graduelle de cette structure d'un cycle au suivant.

En fatigue des matériaux, le durcissement cyclique de la structure est généralement associé à l'augmentation de la densité de dislocations alors que l'adoucissement implique l'inverse. Au cours du stade 3, correspondant à l'écrouissage secondaire, la densité de dislocations augmente légèrement, et la structure associée s'affine. Ce stade présente un nombre de hits par cycle et une énergie moyenne par hit similaires aux deux stades précédents. Toutefois, vu que ce stade 3 compte un nombre de cycles plus important, l'énergie totale collectée est plus importante, impliquant une augmentation du pourcentage moyen d'énergie (Figure 6.11). Mais le point important à retenir ici est que lors de cette phase, même lorsque la structure cellulaire de dislocations est pleinement formée, des avalanches de dislocations se produisent de temps à autre. Bien que rares, ces événements indiquent que cette structure de dislocations n'est pas totalement figée, mais peut au contraire subir des réorganisations brutales, parfois de grande ampleur, et s'étendent sur des échelles bien supérieures à l'échelle microstructurale établie (taille moyenne des cellules).

Cette conclusion va à l'encontre de l'idée communément admise que la phase d'accommodation en fatigue est associée à une microstructure stable. Les propriétés statistiques de ces avalanches seront présentées dans la section 6.1 ci-dessous.

## 5. Analyse de l'endommagement de l'aluminium pur à travers l'activité acoustique discrète

Nous avons associé les deux derniers stades de fatigue observés lors de notre étude à l'endommagement du matériau lié aux phénomènes de microfissurations et propagation de fissures. En effet, les propriétés mécaniques de l'échantillon s'effondrent lors de ces deux stades. Certaines études ont montré une corrélation entre le taux du nombre de coups dans une salve acoustique et la vitesse de propagation de fissures [72, 73, 74] ou la variation du facteur d'intensité de contrainte [75].

Lors de nos essais, la majorité de l'activité acoustique a été localisée vers les deux stades ultimes de la fatigue (exemple Figure 6.3). Certains de ces signaux apparaissent, cycle après cycle, quasiment au même niveau de contrainte, sur plusieurs cycles successifs. L'étude de la signature acoustique de ces groupes de signaux révèle des formes d'ondes (FO) identiques : nous nommons ces signaux « multiplets » en référence à la sismologie où un multiplet définit un groupe d'événements sismiques dont les FO sont fortement semblables et sont possiblement l'expression de libération d'énergie sismique provenant d'une même source. Quelques rares études ont montré l'existence de multiplets en émission acoustique. La Figure 6.20 montre un groupe de FO formant un multiplet enregistré au cours de la compression uniaxiale monotone d'une roche de sel [76]. Notons sur cette Figure la forte ressemblance entre les différentes FO.

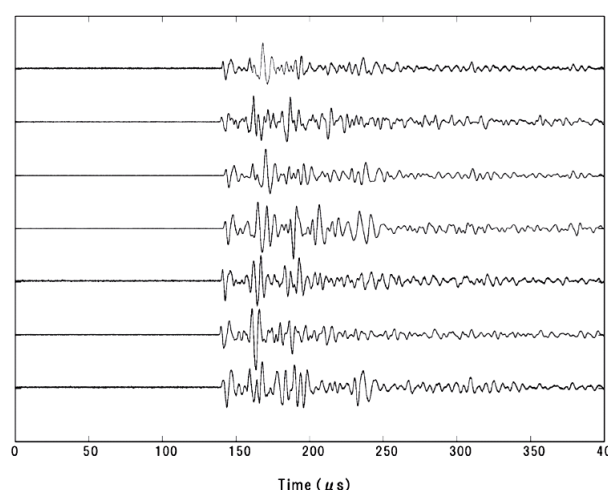


Figure 6.20. Exemple de FO constituant un multiplet détecté durant un essai de compression monotone uniaxiale d'un échantillon de roche de sel [76]

Nous allons montrer ci-dessous, pour la première fois à notre connaissance, l'existence de multiplets au cours d'un chargement cyclique, signe indicateur de la propagation de fissures de fatigue.

## 5.1. Analyse des multiplets d'EA

### 5.1.1. Cas de multiplets activés à contraintes positives

#### **Identification des multiplets**

Reprenons comme exemple l'essai MFC050N2, à 0,50% de déformation imposée. Les hits et les évènements localisés de cet essai sont représentés en contrainte en fonction du temps sur la Figure 6.21. Une barre chronologique montre la correspondance avec les stades de fatigue au-dessus du tracé (avec le code couleur des différents stades). Cette même Figure met en évidence l'apparition de concentrations de signaux acoustiques qui sont probablement des multiplets. En effet, sur les derniers stades de chaque essai, nous avons pu constater des groupements organisés de hits et évènements formant, la plupart des cas, des lignes.

Nous observons que ces groupes de multiplets perdurent sur quelques dizaines voire quelques centaines de cycles. L'isolation des multiplets est effectuée manuellement pour ces exemples : il s'agit de repérer tout ensemble de salves qui semble former un groupe/ligne sur les graphes contrainte en fonction du temps.



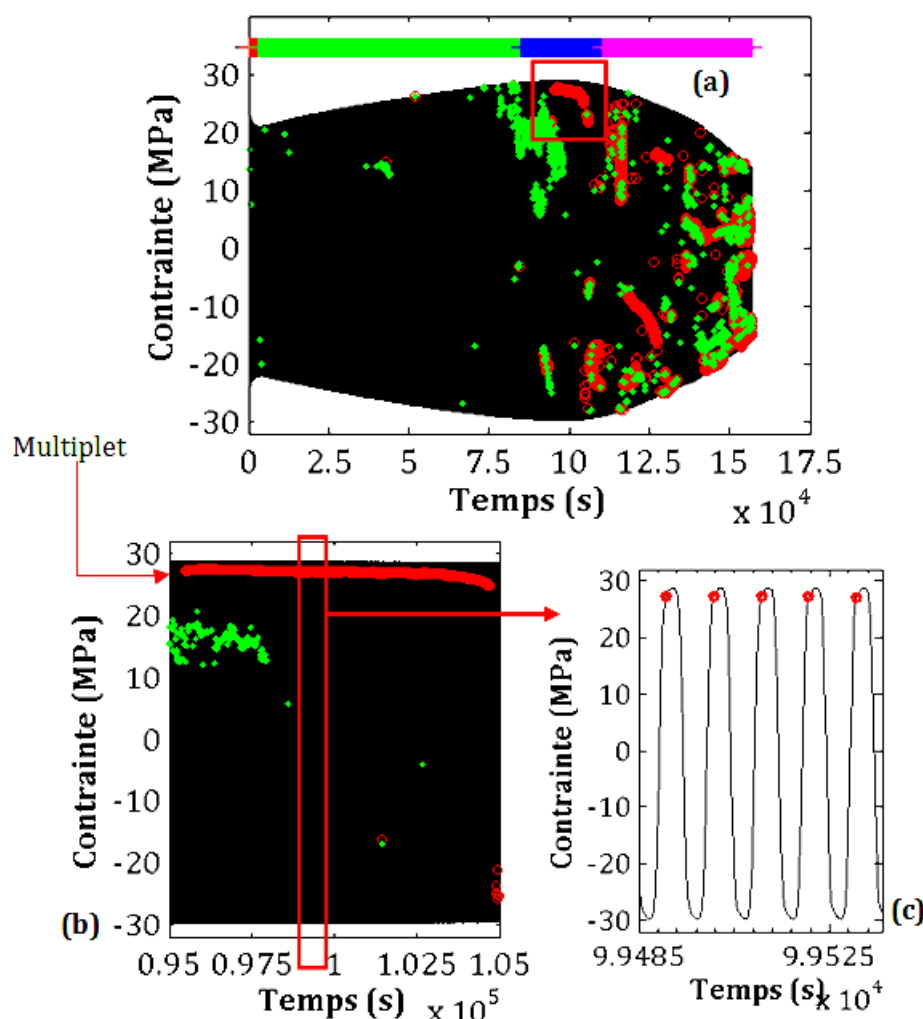


Figure 6.21.(a) Hits (.) et événements localisés (o) enregistrés en fonction de leurs coordonnées contrainte – temps avec deux agrandissements (b et c) sur un multiplet ((c) repéré par un encadrement rouge dans la Figure principale), essai MFC050N2

La Figure 6.21.b présente un multiplet sélectionné sur l'essai MFC050N2 que nous avons repéré par un carré rouge. Pour la suite de notre discussion, nous appellerons ce multiplet « multiplet M0 ». La Figure 6.21.c représente quelques cycles choisis autour de ce groupe de multiplets, révélant le niveau de contrainte auquel les signaux apparaissent (autour du maximum de contrainte ~27MPa). Nous notons que ces salves apparaissent, d'un cycle à l'autre, quasiment à la même contrainte.

La Figure 6.22 présente les différentes FO des salves formant ce multiplet M0 (indiqué sur la Figure 6.21): nous notons une remarquable similarité entre elles. Les différentes FO ont été recalées en temps afin de pouvoir établir cette comparaison visuelle. En effet, le premier dépassement de seuil de chaque FO peut légèrement différer d'une salve à l'autre.

Par conséquent, les FO ont été recalées entre elles selon le pic d'amplitude maximale atteint par chaque FO.

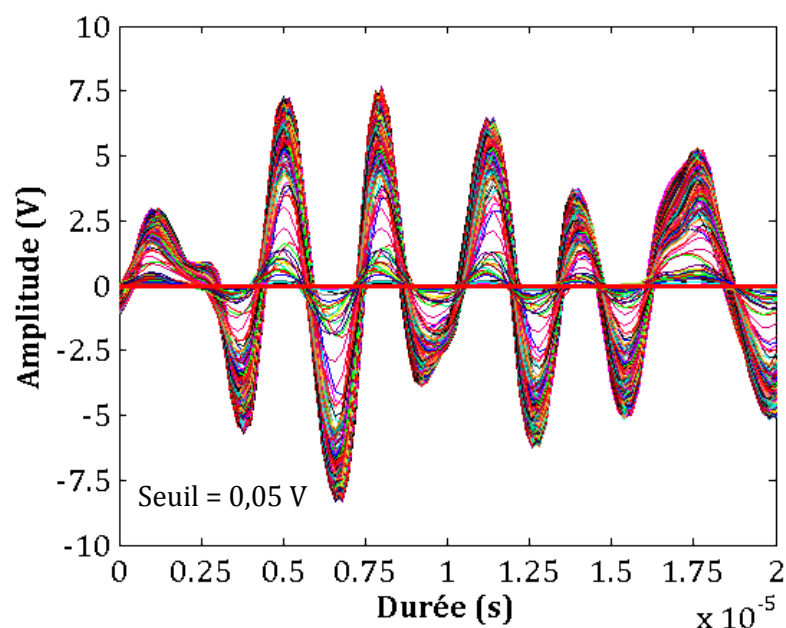


Figure 6.22. Formes d'ondes des salves du multiplet M0 extraites de l'essai MFC050N2 (détails du multiplet en Figure 6.21)

La Figure 6.23 indique le niveau de contrainte auquel les salves sont apparues (a. Contrainte en fonction du temps) et l'amplitude maximale de chaque salve (b. amplitude maximale en fonction du temps). Nous notons que la contrainte à laquelle chaque salve apparaît évolue peu d'un cycle à l'autre (Figure 6.23.a ou Figure 6.21.c). Il est fort probable qu'il soit alors question d'une même source qui est activée à chaque cycle.

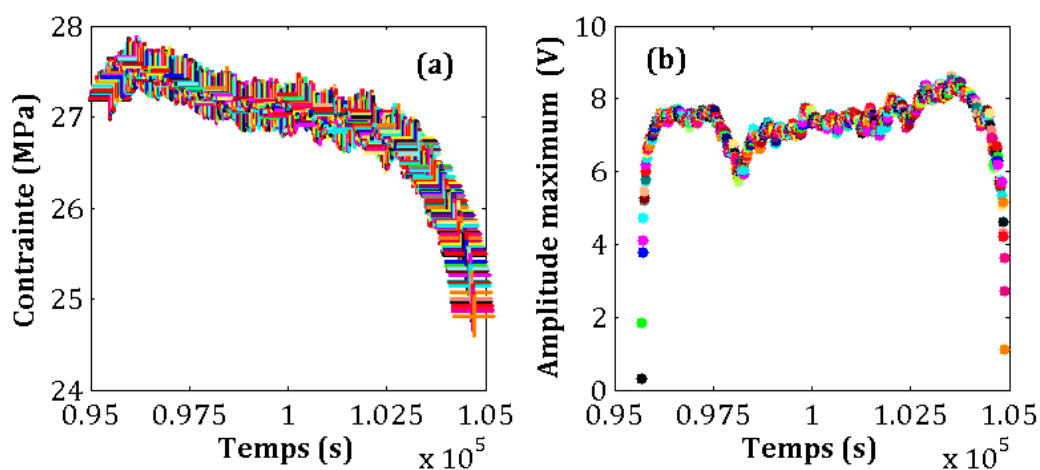


Figure 6.23. Contrainte (a) et amplitude maximale (b) en fonction du temps d'apparition des salves constituant le multiplet M0 de l'essai MFC050N2 (FO correspondantes illustrées en Figure 6.22)

Nous notons une variation de l'amplitude maximum de chaque salve (Figure 6.23.b) alors que la signature acoustique est quasi identique (Figure 6.22). Cette amplitude augmente rapidement (respectivement diminue fortement) sur les cinq premières (respectivement dernières) salves et oscille par ailleurs tout en variant très légèrement pour deux salves juxtaposées.

### **Analyse de corrélations entre les salves du multiplet**

Une méthode de corrélation croisée permet de vérifier la similarité des FO. Cette méthode consiste à comparer deux FO en attribuant un coefficient de corrélation « R » qui varie entre zéro et 1. Un coefficient égal à 1 signifie que les deux FO sont identiques. Dans le cas du multiplet M0 par exemple, la Figure 6.24.a présente le coefficient de corrélation R entre chaque salve du groupe de multiplet et une salve de référence, en l'occurrence la première salve du groupe. Le premier point de cette Figure est  $R = 1$  car il s'agit de la corrélation entre la salve de référence et elle-même. Le point suivant est établi en comparant la deuxième salve (dans l'ordre d'apparition en temps dans le multiplet) à cette salve de référence, le troisième point en comparant la troisième salve toujours à cette salve de référence et ainsi de suite. L'histogramme de ces coefficients de corrélation est représenté sur la Figure 6.24.b. Cet histogramme montre en effet que 100% des coefficients sont supérieurs à 0,75 ce qui représente un coefficient de corrélation élevé et par conséquent confirme la forte similarité entre les signatures acoustiques des salves. Il s'agit bien d'un multiplet d'EA.

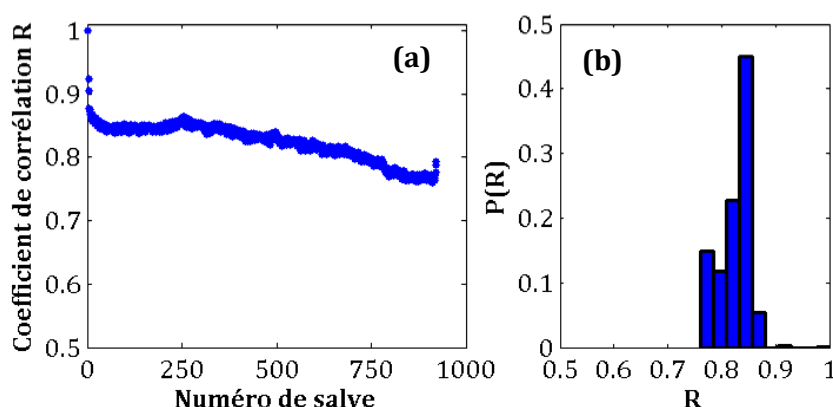


Figure 6.24. (a) Coefficients de corrélations  $R$  entre les différentes salves du multiplet M0 et une salve de référence (la première du multiplet). (b) Histogramme des coefficients de corrélation

Même si un coefficient de corrélation supérieur à 0,75 reste élevé, il est toutefois notable, sur la Figure 6.24, qu'à l'exception des quelques premières et dernières salves, les salves au sein du multiplet devraient avoir un coefficient de corrélation entre elles plus importante. Nous décidons alors d'effectuer une corrélation des salves en prenant la salve n°260 comme référence (coefficients de corrélation et histogramme sur la Figure 6.25).

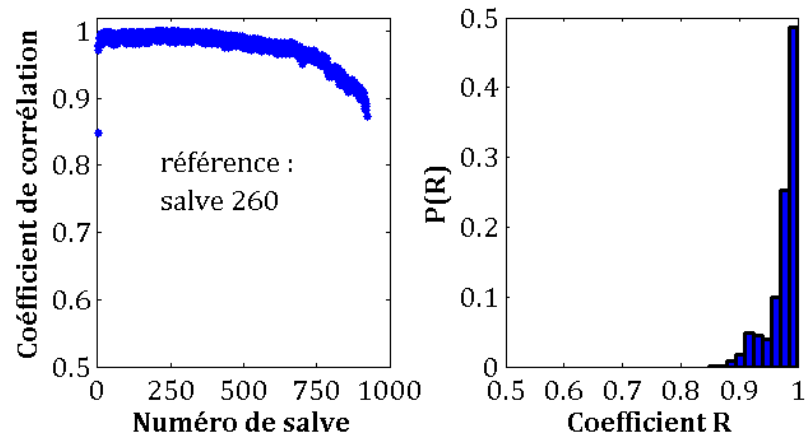


Figure 6.25. Coefficients de corrélation et histogramme des coefficients de corrélation des salves du multiplet M0 par rapport à la salve de référence de référence, n°260 de M0.

Les résultats affichés sur la Figure 6.25 montrent en effet de meilleurs coefficients de corrélation avec 85 % des coefficients qui sont supérieurs à 0,95. Selon le choix de la salve de référence, les coefficients de corrélation peuvent être plus élevés. Nous tentons d'expliquer ces différences plus loin.

#### **Proposition d'un scénario de source**

Revenons sur la Figure 6.21.c: un agrandissement sélectionné sur quelques cycles au milieu du multiplet M0 montre que les salves surviennent à une contrainte qui diffère très peu d'un cycle à l'autre pouvant impliquer qu'un même phénomène se réactive à chaque cycle à ce niveau de contrainte. Les signaux acoustiques apparaissent ici à contrainte positive, quasiment au maximum de contrainte, et lorsque l'échantillon est en phase de traction ( $\sigma > 0$ ). Nous émettons donc l'hypothèse que ces signaux sont la signature de la propagation, cycle après cycle, d'une fissure de fatigue.

Nous pouvons désormais tenter d'expliquer les différentes corrélations entre les salves. Les salves du multiplet M0 sont corrélés à 75%-85% à la salve 1 (Figure 6.24) : la signature de l'amorçage de la fissure peut être légèrement différente de la signature de l'avancée de la fissure (les corrélations ne sont pas extrêmement élevées car la fissure se met en place). D'ailleurs nous notons sur la Figure 6.23 que la contrainte à laquelle l'événement est apparu augmente en début de multiplet tout comme l'amplitude maximum de la salve, lorsque potentiellement une fissure se crée. En revanche, les salves de ce multiplet sont corrélés à plus de 95% à la salve 260 (Figure 6.25): l'avancée de la fissure cycle après cycle présente une signature quasi identique (les corrélations sont élevées lorsque la fissure est installée et avance petit à petit). Une fois que la fissure est assez grande, une direction de propagation préférentielle est possiblement adoptée et ainsi la signature de la fissure est définie. Et nous notons que le niveau de contrainte ou le maxi-

mum d'amplitude de la FO reste quasi constant au milieu du multiplet (Figure 6.23). Autrement, nous pouvons constater que plus on s'éloigne de la salve de référence, moins la corrélation est importante. En effet, la signature peut évoluer au fur et à mesure de l'avancée de fissure et l'information du départ peut disparaître petit à petit. Il se peut également que cette fissure cesse de se propager, marquant la fin du multiplet. En effet, à la fin du multiplet, le niveau de contrainte où les événements apparaissent diminue tout comme le niveau d'amplitude maximum de la FO (Figure 6.23).

La trace de ces fissures de fatigue peut être vu post-mortem. A titre d'exemple, la Figure 6.27 montre pour l'essai MFC095N1, essai effectué à  $\Delta\epsilon = 0,95 \%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$ , un faciès de rupture observé sur l'échantillon. La micrographie révèle les stries que le front de fissure a laissées suite à son avancement dans le matériau, d'un cycle à l'autre. En effet, sur la Figure 6.26 illustrant le moment d'apparition des signaux acoustiques, nous distinguons une ligne de hits (ligne verte) qui constitue un multiplet. Cette ligne montre que les hits ont été activés à chaque cycle à des contraintes positives. De plus, cette ligne débute dès que le quatrième stade est entamé et perdure jusqu'à quasiment la fin de l'essai, par conséquent les chances que ces signaux soient liés à un processus d'endommagement sont très fortes. L'hypothèse qu'il s'agit alors de l'avancée d'une fissure réactivée à chaque cycle semble alors fort probable.

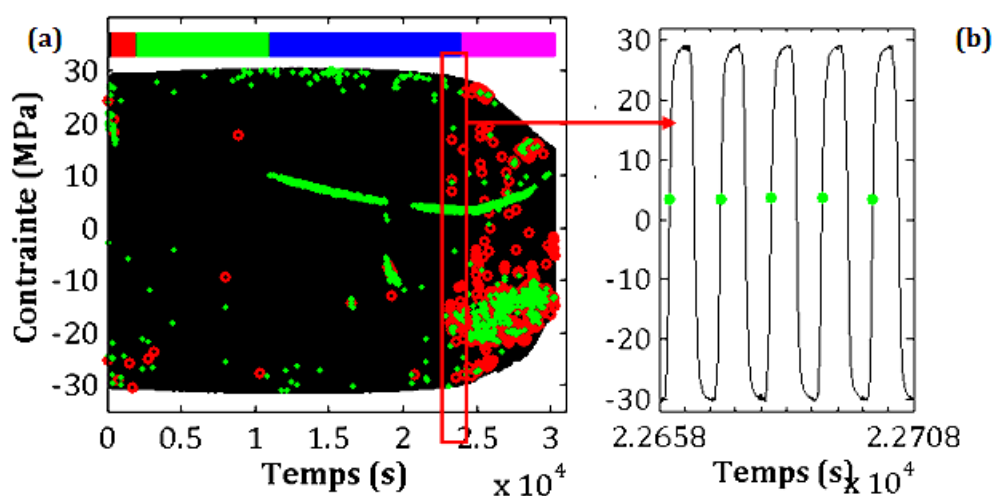
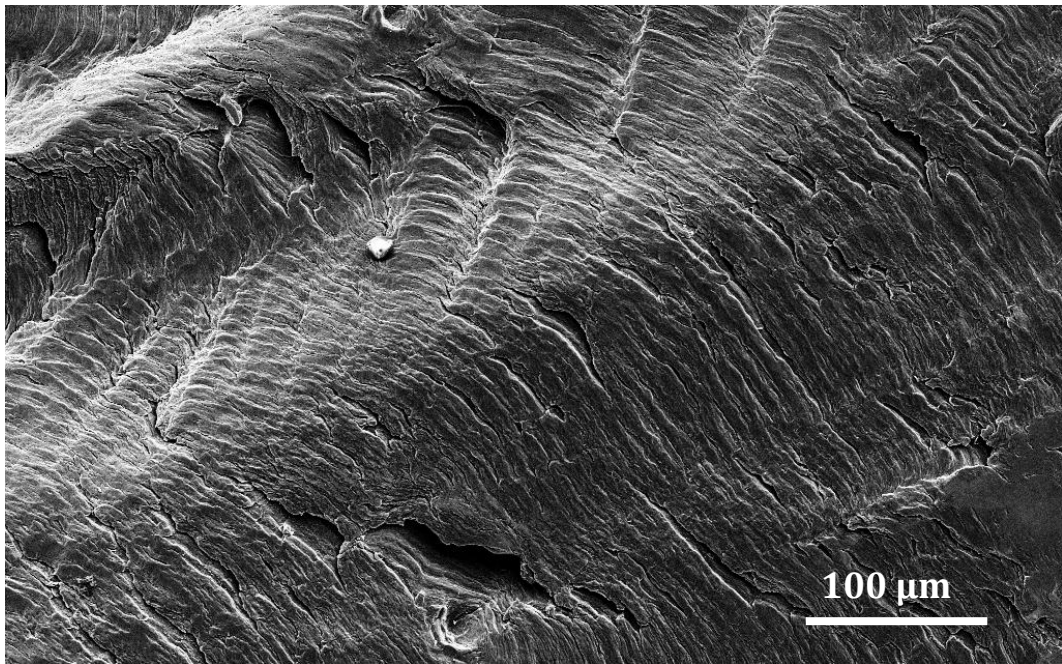


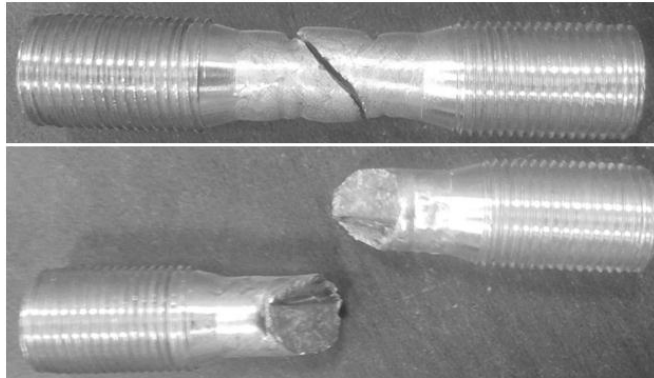
Figure 6.26. (a) Hits (.) et événements localisés (o) enregistrés en fonction de leurs coordonnées contrainte – temps avec un agrandissement sur quelques cycles en (b), essai MFC095N1



*Figure 6.27. Micrographie MEB d'un faciès de rupture observé sur l'échantillon testé lors de l'essai MFC095N1 ( $\Delta\epsilon = 0,95\%$  et  $f = 0,1\text{Hz}$ )*

Par ailleurs, la ductilité du matériau ainsi que l'état final des échantillons testés montrent l'existence de plusieurs fissures. Ces fissures se sont développées à partir des défauts de surfaces, tels que les BGP induites par les sollicitations cycliques. Toutefois, la nucléation d'une fissure n'implique pas forcément que celle-ci se propagera jusqu'à la ruine de l'éprouvette. Du fait de la forte ductilité de l'aluminium pur, une fissure peut arrêter sa progression [77]. Ainsi, certaines fissurations se propagent sur un certain nombre de cycles pouvant aller de quelques dizaines à quelques centaines puis s'arrêtent assez subitement. D'autres fissures sont susceptibles de commencer à se propager après l'arrêt d'une précédente fissure ou même au cours de sa propagation. La possibilité qu'une ancienne fissure soit réactivée ou qu'il y a eu percolation de deux ou plusieurs fissures n'est pas à exclure.

Le grand nombre de multiplets visibles apparus lors de l'essai MCF05N2 (graphe contrainte-temps illustré sur la Figure 6.21) peut traduire la création, la propagation et ensuite la percolation de plusieurs fissures vers une fissure principale. La Figure 6.28 montre l'état de surface et les faciès de rupture de l'éprouvette à l'issue de l'essai MFC050N2. Ces photos montrent une principale fissure de direction faisant à peu près  $45^\circ$  par rapport à la direction de chargement et un état de surface peu endommagé par rapport à la surface d'une éprouvette sollicitée à  $0,95\%$  (cf. Chapitre 3, Figure 3.3.b).



*Figure 6.28. Etat de surface et faciès de rupture de l'éprouvette à l'issue de l'essai MFC050N2*

### 5.1.2. Cas de multiplets activés à contraintes négatives

#### Identification des multiplets

Les multiplets n'apparaissent pas uniquement à des contraintes positives. Nous avons noté sur plusieurs essais des multiplets activés alors que le matériau est sous contrainte négative. Or, à l'opposé des contraintes positives où une fissure tend à s'ouvrir et à progresser, une contrainte négative tend à renfermer les lèvres d'une fissure. Par conséquent, la fissure ne progresse pas. En revanche, garder des deux surfaces en contact en appliquant une contrainte négative implique que l'on induise un frottement entre les deux surfaces (lèvres de fissure) ou éventuellement avec des aspérités qui sont susceptibles de s'y trouver. C'est en effet le cas de l'essai MFC095N5 illustré sur la Figure 6.29 où nous pouvons noter trois lignes majeures de multiplets qui apparaissent toutes à contrainte négative, lorsque l'échantillon est en phase de traction ( $\sigma > 0$ ) (Figure 6.29.c). Pour illustrer nos observations, nous allons considérer deux multiplets M1 et M2 dont quelques salves et les FO sont illustrées sur la Figure 6.30.

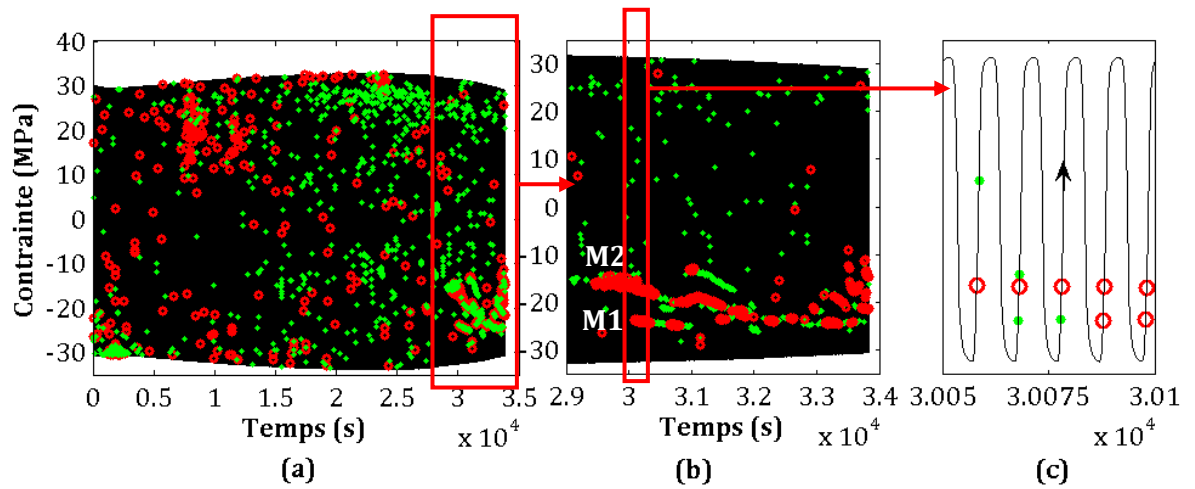


Figure 6.29. (a) Hits (.) et événements localisés (o) enregistrés en fonction de leurs coordonnées contrainte - temps avec un zoom (b) sur la zone où les multiplets apparaissent, (c) Agrandissement lorsque l'échantillon est en phase de traction ( $\dot{\sigma} > 0$ ). , essai MFC095N5

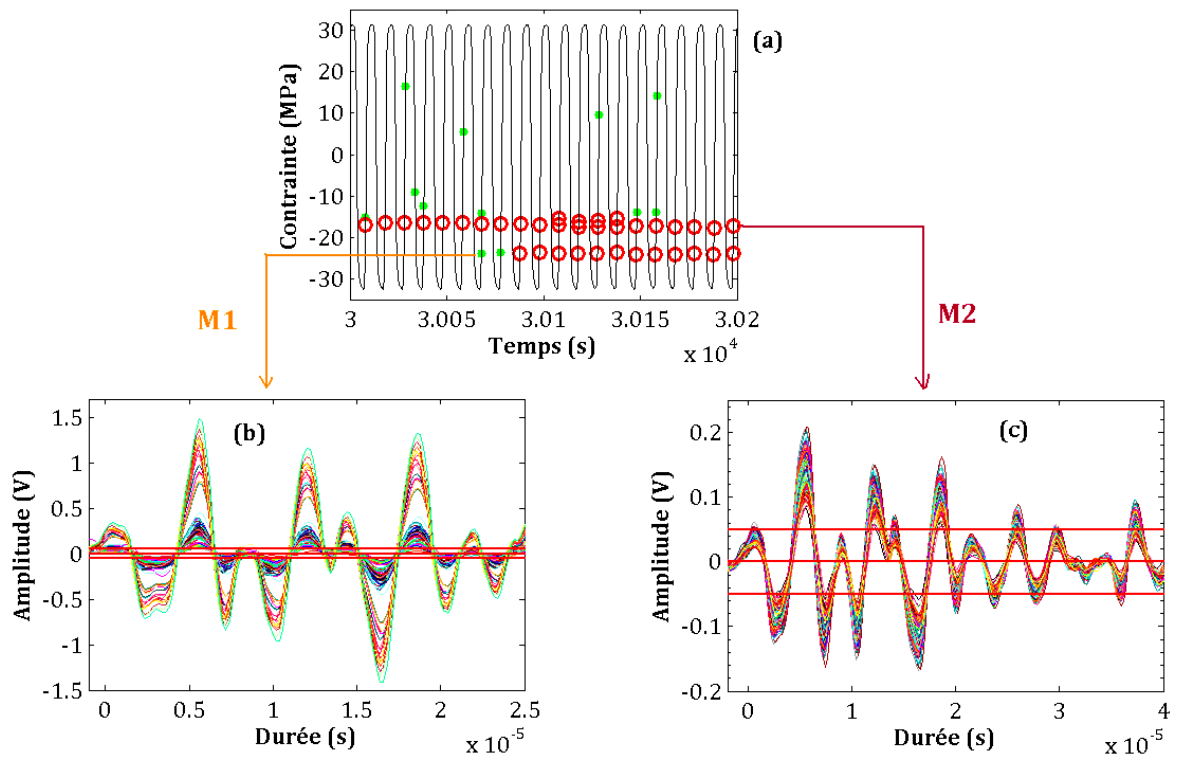


Figure 6.30. a) Agrandissement d'une portion de l'essai MFC95N5 où nous faisons apparaître deux multiplets M1 et M2 et les FO des salves de chaque multiplet b) M1 et c) M2



### Analyse de corrélations entre les salves du multiplet et proposition de scénario de sources

L'observation visuelle (Figure 6.30) ainsi que l'analyse de corrélation croisée sur une centaine de FO prises dans chacun des deux multiplets (Figure 6.31) prouvent qu'il s'agit bien de multiplets dans les deux cas.

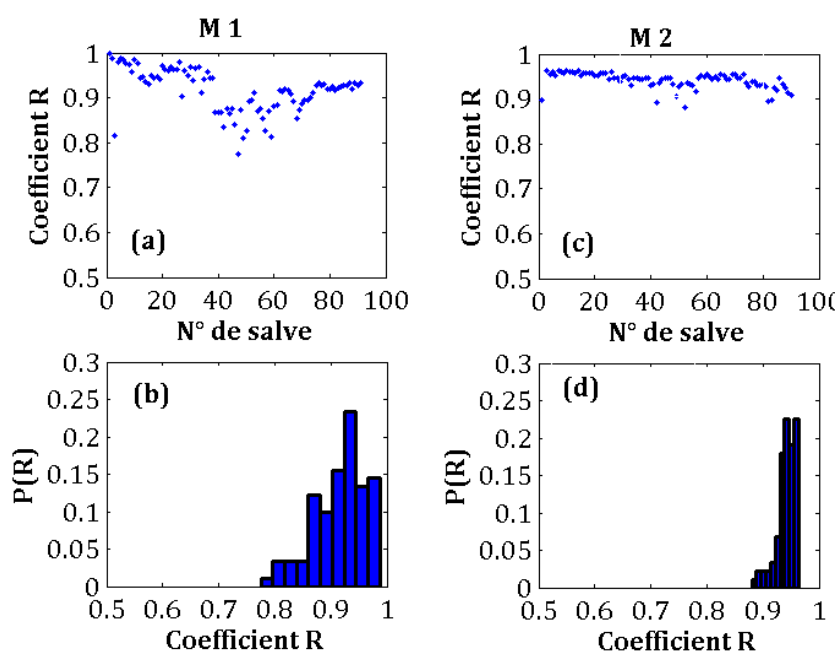


Figure 6.31. Analyse des coefficients de corrélation pour les multiplets M1 (a et b) et M2 (c et d) de l'essai MFC95N5.

Nous remarquons qu'un autre groupe de salve apparaît très proche du multiplet M2, autour de  $3.10^4$  s (Figure 6.32.c). Il s'agit de deux familles distinctes de formes d'ondes : quelques exemples de FO des deux groupes sont illustrés en Figure 6.32.a. Un zoom de la Figure 6.29 est présenté en Figure 6.32.c où nous pouvons distinguer la contrainte à laquelle chaque type de FO apparaît. Il s'avère que la ligne principale de salves formant le multiplet M2 du départ se dédouble à un moment en deux multiplets. En effet, autour de ce niveau de contrainte deux salves sont successivement activées à chaque cycle. Il s'agit en effet de deux groupes d'événements localisés très proches l'un de l'autre (Figure 6.32.b).

Les positions des FO appartenant à chacun des deux multiplets (Figure 6.32.b) confirment qu'il s'agit de deux sources distinctes. L'utilisation de deux capteurs limite la localisation à une vision linéique, le long de l'axe de l'éprouvette. Par conséquent, nous ne pouvons pas visualiser la position des sources dans le volume de l'échantillon.

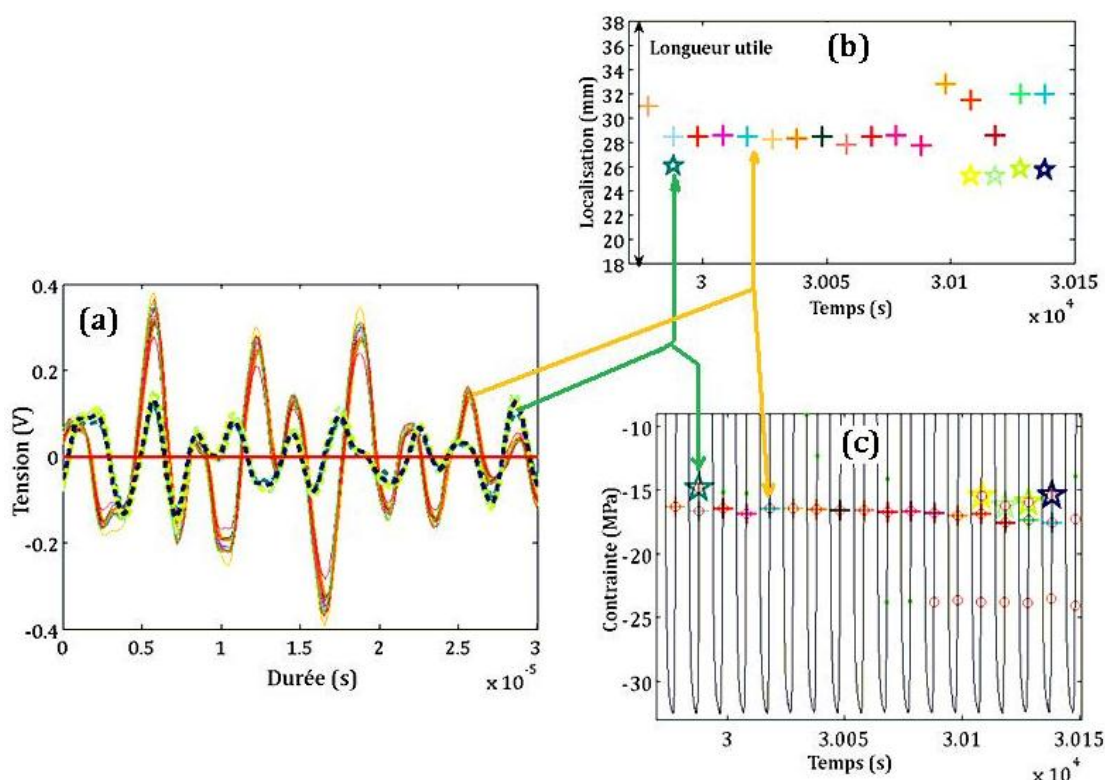


Figure 6.32. Essai MFC95N5. Le multiplet M2 et un autre multiplet très proche M2' repérés respectivement par des croix (M2) et des étoiles (M2'). (a) FO correspondant aux deux multiplets (M2 : traits continus et M2' : traits pointillés), (b) Position des événements correspondant aux multiplets M2 et M2'. (c) Apparition des deux multiplets en contrainte en fonction du temps.

Plusieurs scénarios peuvent être proposés pour expliquer les sources de ces multiplets. En effet, les faciès de rupture ne sont pas planaires. Vu la ductilité du matériau, les arrachements de matière sont susceptibles de laisser des pics et des vallées de part et d'autre. Lors de la phase de compression du cycle de fatigue, les lèvres de la fissure peuvent se refermer et certaines aspérités se faisant face s'emboîter. Lors du renversement du sens de la charge ( $\sigma < 0$  mais  $\dot{\sigma} > 0$ ), ces emboîtements peuvent lâcher et/ou les aspérités frotter les unes contre les autres, entraînant la génération d'EA discrète. La répétition de ce processus sur les mêmes aspérités à chaque cycle pourrait être à l'origine des multiplets observés.

De plus, il peut y avoir une bifurcation de la fissure et par conséquent on voit deux ou plusieurs fissures qui se propagent selon des plans différents ou, à l'inverse, une percolation d'une fissure secondaire avec la fissure principale.

Herbig et al. [78] illustrent dans une reconstruction 3D, la propagation d'une fissure au cours d'une sollicitation cyclique d'un échantillon polycristallin d'un alliage titane de

structure métastable  $\beta$  (une structure cubique centrée)(Figure 6.33). La reconstruction montre que la direction de fissuration en fatigue peut être très irrégulière et rugueuse. La Figure 6.33.a montre la variation de hauteur de la fissure dans le volume. Sur une annexe vidéo à cet article (disponible sur Internet, lien cf. réf. [78]), l'auteur montre également une légère bifurcation de la fissure ainsi que plus de détails sur l'orientation de propagation dans la structure polycristalline. Par conséquent, si une fissure peut laisser une trace « irrégulière » quant à sa direction de propagation, il existe de fortes chances que les aspérités qu'elle laisse apparaître soient les sites de frottements.

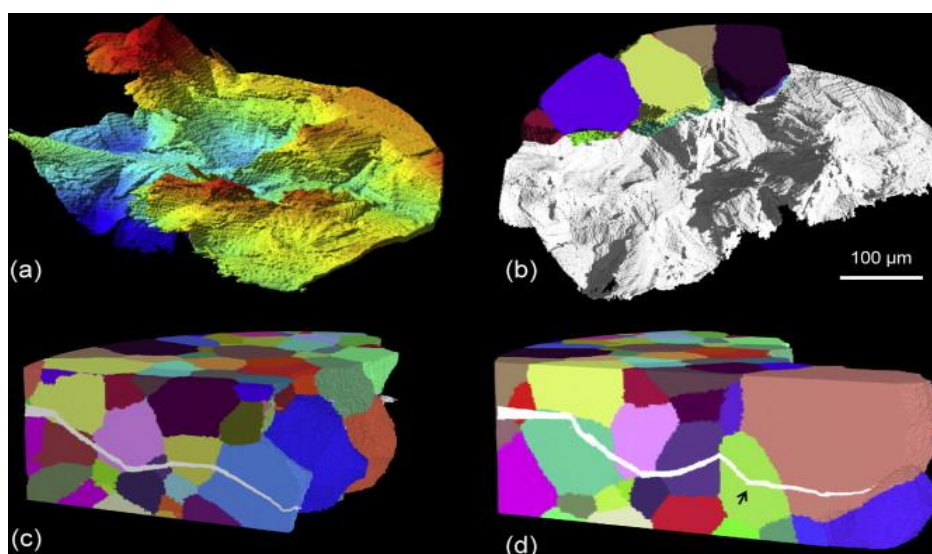
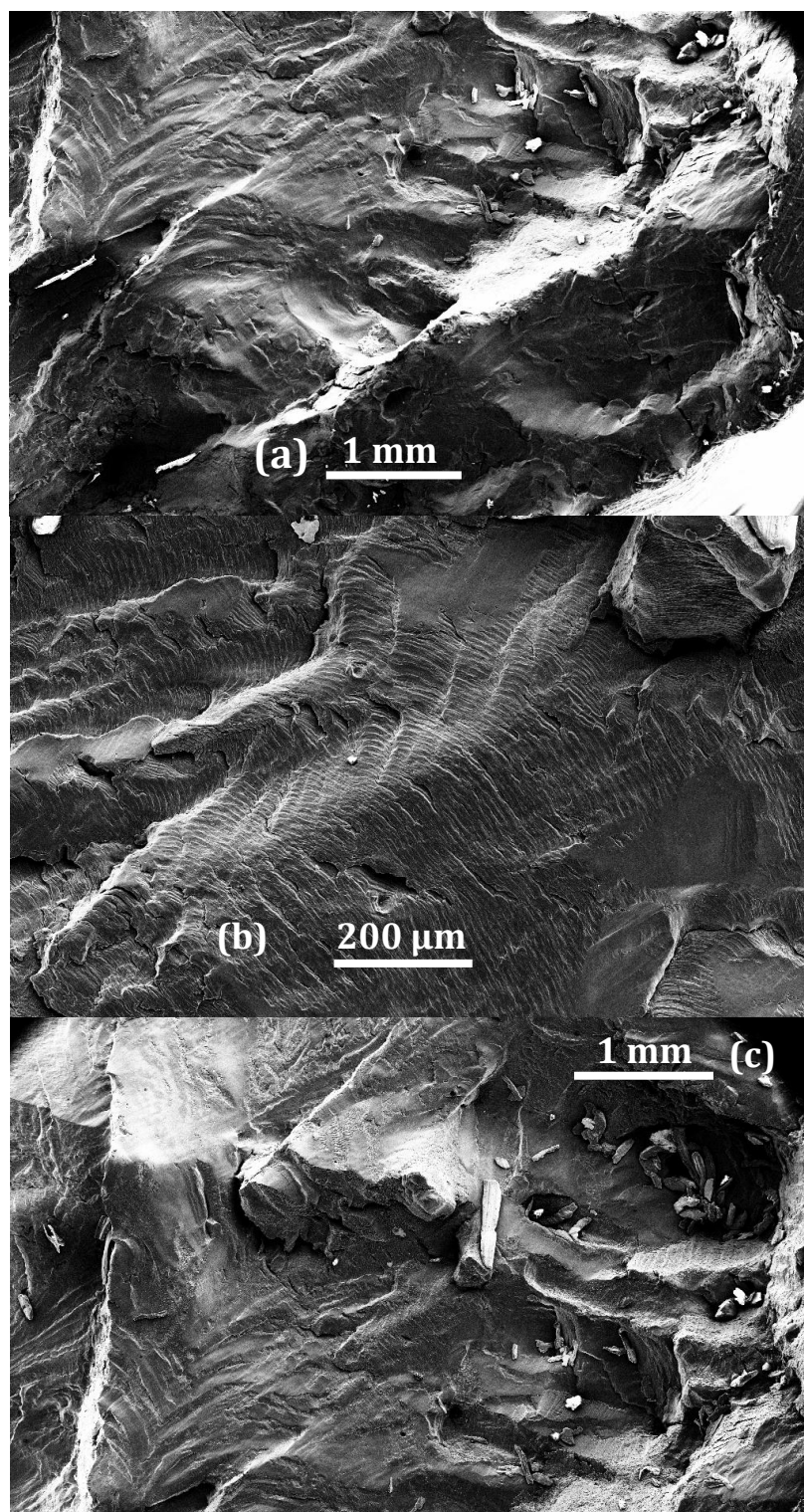


Figure 6.33. Équarrissage 3D d'une fissure de fatigue après 75,5 K cycles (chargement est appliqué verticalement). (a) Les couleurs représentent la position verticale de la fissuration : bleu = 0  $\mu\text{m}$ , rouge = 180  $\mu\text{m}$ . (b) équarrissage 3D des grains qui rencontrent la surface de la fissure : quelques grains ont été mis en transparent pour illustrer les interactions de la fissure avec la microstructure locale, les différentes couleurs correspondent à des orientations cristallographiques différentes. (c et d) Représentations 2D du parcours de la fissure selon différents plans de coupe dans le volume de l'échantillon : les changements de directions de la fissure peuvent être corrélés à la présence des joints de grain (c), mais peuvent également intervenir au sein du grain (flèche en (d)).

La Figure 6.34 montre des micrographies MEB prises sur un essai à 0,95% d'amplitude de déformation (essai MFC095N1). Il s'agit de vues prises à trois endroits différents du même faciès de rupture (le même faciès où a été prise la micrographie en Figure 6.27). Les micrographies montrent l'aspect irrégulier du faciès de rupture où plusieurs aspérités sont observées et par conséquent multiplient les sites de frottements.



*Figure 6.34. Micrographies MEB prises à plusieurs endroits du même faciès de rupture du même échantillon, Essai MFC95N1*

La Figure 6.35 illustre un agrandissement de la zone en compression du graphe con-

trainte-temps illustré en Figure 6.26 ainsi qu'un agrandissement local sur quelques cycles formant un multiplet d'EA.

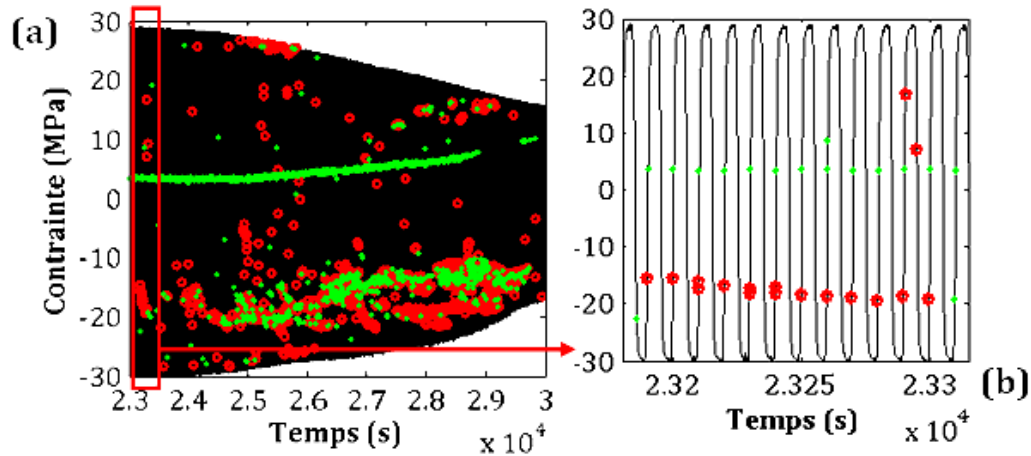


Figure 6.35. Agrandissements sur la partie en compression de la Figure 6.26. Essai MFC095N1

Ces agrandissements montrent qu'il existe plusieurs multiplets à contrainte négatives. En jugeant de l'état des faciès de ruptures, nous notons la présence d'aspérités qui présentent des sites favorables aux frottements et par conséquent à la génération de multiplets.

## 5.2. Analyse de l'EA discrète non liée aux multiplets

Afin de valider l'existence de ces multiplets d'EA aux coefficients de corrélation élevés, nous souhaitons vérifier la corrélation entre les salves d'EA enregistrées non associées à des multiplets. La Figure 6.36 donne tout d'abord une indication visuelle de la non-concordance entre les FO de quelques hits, choisis de façon aléatoire pendant l'essai MFC95N5 lors des deux derniers stades de fatigue.

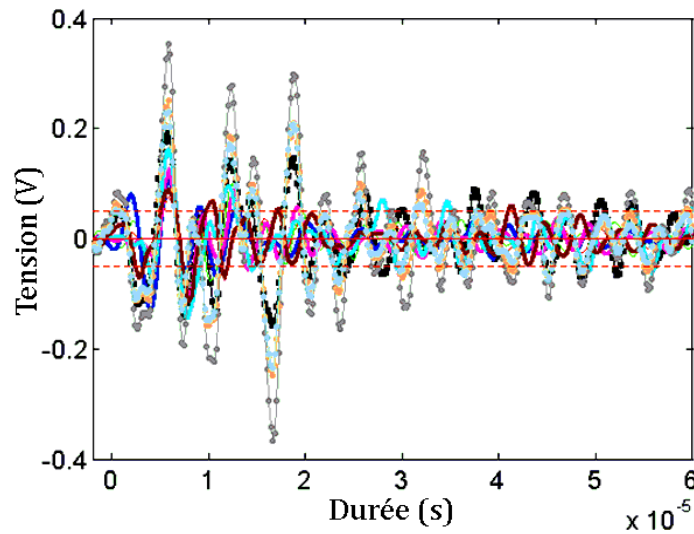


Figure 6.36. Quelques formes d'ondes de hits pris aléatoirement sur les stades ultimes de fatigue, essai MFC095N5

Cette première constatation est confirmée en analysant la corrélation de toutes les salves enregistrées au cours de l'essai MFC95N5 par rapport à une salve de référence (la salve n°1 de l'essai). La Figure 6.37.a présente les coefficients de corrélations  $R$ . A l'exception de la salve n°1 (comparée à elle-même), tous les  $R$  sont inférieurs à 0,4. La Figure 6.37.b montre l'histogramme de ces  $R$  : la totalité sont inférieurs à 40 % de corrélation. Ces indices confirment que ces événements acoustiques sont indépendants les uns des autres.

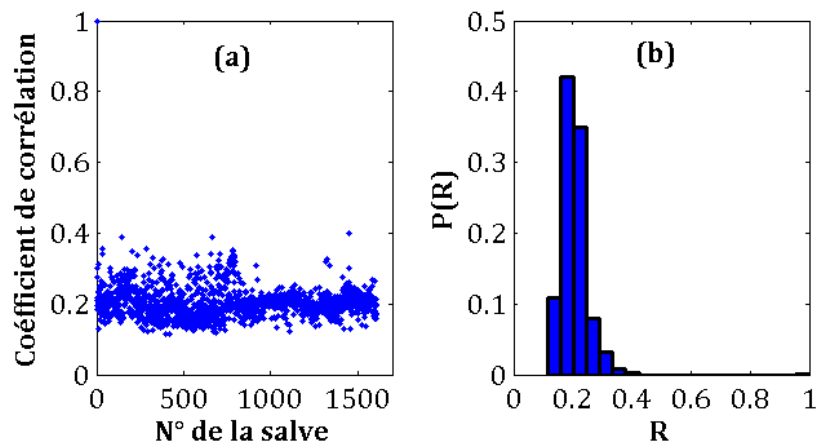


Figure 6.37. FO de salves prises aléatoirement durant les deux stades ultimes de fatigue, Essai MFC095N5, (a) Coefficient de corrélation entre les FO en fonction du numéro de la salve, (b) Histogramme des coefficients de corrélation  $R$  obtenus dans (a)

La Figure 6.38 présente les coefficients de corrélation de chacune des salves de l'essai MFC095N5 en fonction de toutes les autres et l'histogramme des coefficients de corréla-



tion qui lui correspond. Nous retrouvons bien le fait que les multiplets interviennent en fin d'essai. Ce graph se lit ainsi: la première ligne représente les coefficients de corrélation entre la salve 1 et toutes les autres, la 2ième ligne entre la salve 2 et toutes les autres etc. Il s'agit d'une matrice diagonale pour ne pas répéter les mêmes informations. Par exemple, pour lire la corrélation pour la salve 600 et toutes les autres il faut d'abord suivre la colonne 600 jusqu'à 600 et ensuite la ligne 600 jusqu'à 1609, le numéro de la dernière salve enregistrée au cours de cet essai. Une barre chronologique pour délimiter les différents stades est illustrée sur la même figure.

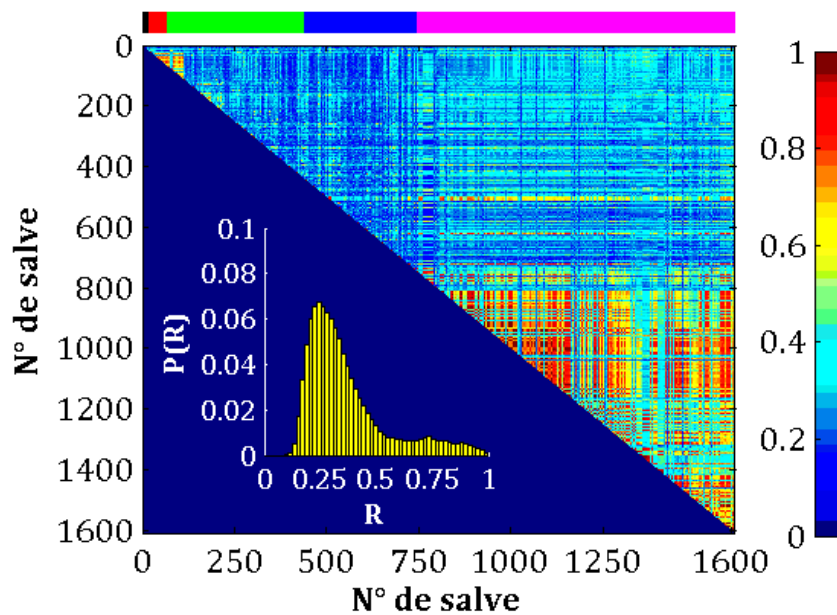


Figure 6.38. Matrice des coefficients de corrélations des différentes salves comparées les unes par rapport aux autres et l'histogramme de ces coefficients. Essai MFC095N5

Nous notons que la majorité des salves sont faiblement corrélés entre elles avec un coefficient de corrélation autour de 0,25 (histogramme de la Figure 6.38). Ces événements indépendants les uns des autres peuvent provenir de phénomènes classiques d'endommagement du matériau : nucléation et percolation de microfissures, frottements occasionnels entre des aspérités et éventuellement de la plasticité résiduelle qui continue à opérer dans la structure mais de faible participation. En revanche, nous éloignons la possibilité qu'il s'agisse de la propagation de fissures ou le frottement entre les aspérités engendrée par la fissuration du matériau sur un nombre conséquent de cycles de fatigue, hypothèse que nous avons émise pour les multiplets.

## 6. Analyse statistique de l'EA discrète ; distributions

Nous allons reprendre dans ce paragraphe les deux essais MFC050N2 et MFC095N5

comme exemples afin d'en étudier les propriétés statistiques à travers les différents stades de fatigue. Nous commençons par analyser la distribution des énergies des hits (localisés et non localisés) pour chacun des stades de fatigue afin de décèler s'il existe une invariance d'échelle (voir Chapitre 1). Dans le cas où l'on décèle une invariance d'échelle nous pouvons déduire un exposant critique de la loi de puissance décrite par la distribution des énergies des hits considérés.

Le calcul des exposants des lois de puissance (de la forme  $P(x) \propto x^{-\alpha}$ ) a été effectué selon la méthode Clauset et al. [48]. Cette méthode consiste à appliquer un ajustement d'une loi de puissance sur la distribution cumulée des énergies (ou amplitudes) des hits considérés  $P(x > E) \propto E^{-\alpha+1}$  (ou respectivement  $P(x > A) \propto A^{-\alpha+1}$ ) à partir d'une estimation du maximum de vraisemblance. La pente de cette droite d'ajustement est égale à  $p=1-\alpha$ . Cette méthode permet également de déterminer une barre d'erreur sur les exposants  $\alpha$  calculés.

## 6.1. EA discrète due à la plasticité intermittente

La Figure 6.39 (a et b) montre les distributions des énergies des hits enregistrés lors des essais resp. MFC095N5 et MFC050N2 pour les trois premiers stades, liés à la plasticité intermittente. Sur chaque distribution nous illustrons les droites d'ajustement qui tracent la tendance et nous déduisons les exposants  $\alpha$  à partir des pentes.

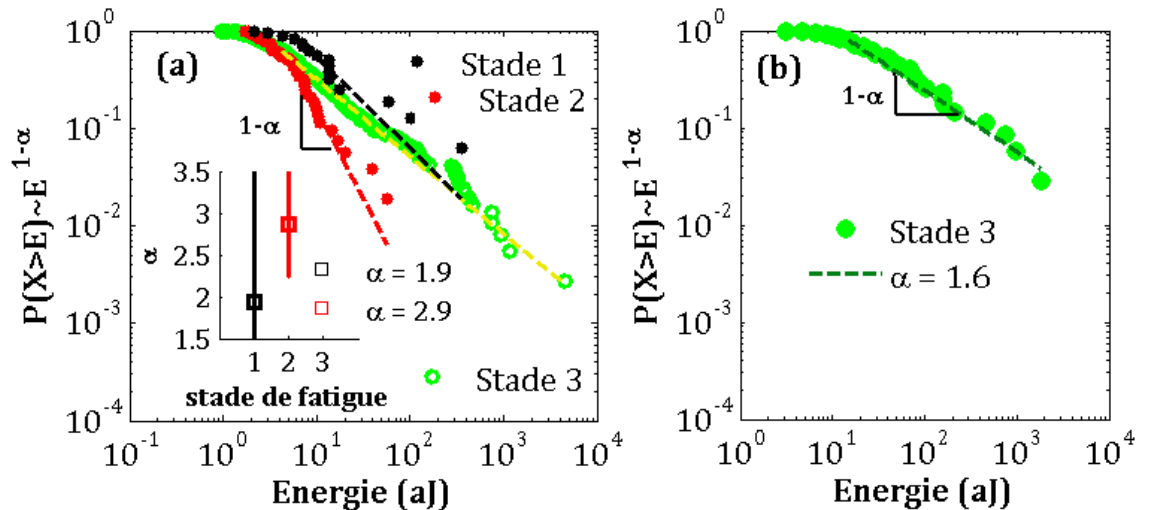


Figure 6.39. Distribution des énergies des hits dans chaque stade de fatigue (les trois premiers) et exposants  $\alpha$  (déduits de la pente de la droite d'ajustement  $1-\alpha$ ), (a) essai MFC095N5, (b) essai MFC05N2



Une limitation possible pour ce genre d'analyse est le manque de données, que nous pouvons surtout rencontrer pour les deux premiers stades de fatigue, pour la plupart des essais. En effet, très peu d'EA discrète a été émise lors de ces stades précoces (les avalanches de dislocations ne sont pas toujours suffisamment nombreuses), ne permettant pas une analyse propre des distributions. Ce phénomène est spécifiquement présent pour les essais à faible amplitude de déformation imposée. En effet, dans le cas des essais à  $\Delta\varepsilon = 0,50\%$ , seulement quelques hits ont été détectés pendant les deux premiers stades.

En revanche, lorsque la statistique des données le permettait, nous avons noté que les hits liés aux avalanches de dislocations étaient distribués en loi de puissance (Figure 6.39.a). Par conséquent nous avons conclu que la plasticité intermittente mise en jeu lors des trois premiers stades de fatigue est invariante d'échelle. Les coefficients  $\alpha$  des ces lois varient généralement entre 1,5 et 1,9, avec néanmoins parfois certaines valeurs anormalement élevées (voir p.ex. stade 2 de la Figure 6.39a), dont la signification est toutefois difficile à établir étant donné les faibles statistiques associées. La Figure 6.40 dresse la distribution des énergies des hits enregistrés lors des trois premiers stades de l'essai sur échantillon traité thermiquement MFC095TT3. Rappelons que pour cet essai, l'EA discrète a été abondante lors des premiers stades de fatigue en raison de l'annihilation des contraintes résiduelles dans le matériau suite au traitement thermique. Notons que l'énergie émise lors des ces trois stades est distribuée sous forme de loi de puissance. Par ailleurs, les exposants  $\alpha$  sont de 1.6 pour le premier stade d'écrouissage primaire et de 1.9 pour les deux stades qui suivent. Ceci confirme nos conclusions concernant l'invariance d'échelle de la plasticité intermittente observée lors de la fatigue de l'aluminium pur.

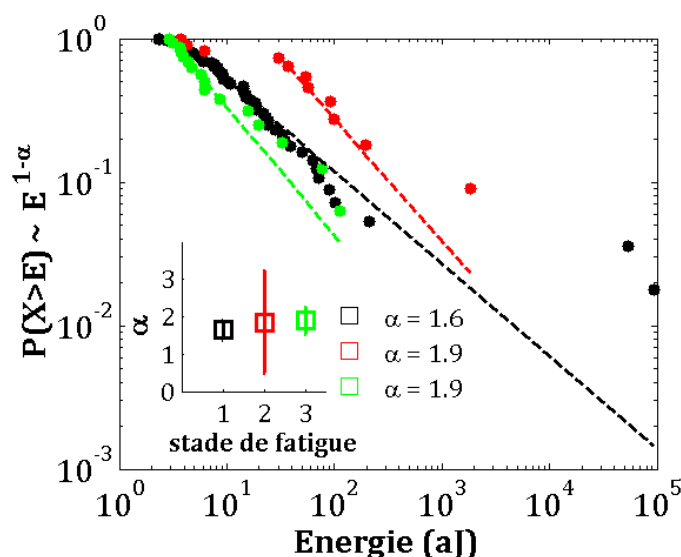


Figure 6.40. Distribution des énergies pour les trois premiers stades de l'essai effectué sur échantillon traité thermiquement : Essai MFC095TT3

Des études conduites sur d'autres matériaux autres que l'aluminium pur, tel que la

glace [36] et les matériaux HCP [49], ont pu mettre en évidence des avalanches de dislocations distribuées en lois de puissance. La différence de la glace par rapport à l'aluminium pur est qu'aucune activité acoustique continue n'a été enregistrée alors que les données récupérées sur les avalanches de dislocations sont parfaitement distribuées selon des lois puissance.

## 6.2. EA discrète due à l'endommagement du matériau

De la même manière que pour la Figure 6.39, la Figure 6.41 (a et b) représente les distributions des énergies des hits enregistrés lors des essais resp. MFC095N5 et MFC050N2 pour les deux derniers stades. Les droites d'ajustement sont tracées pour chaque distribution et les exposants  $\alpha$  sont déduits des pentes..

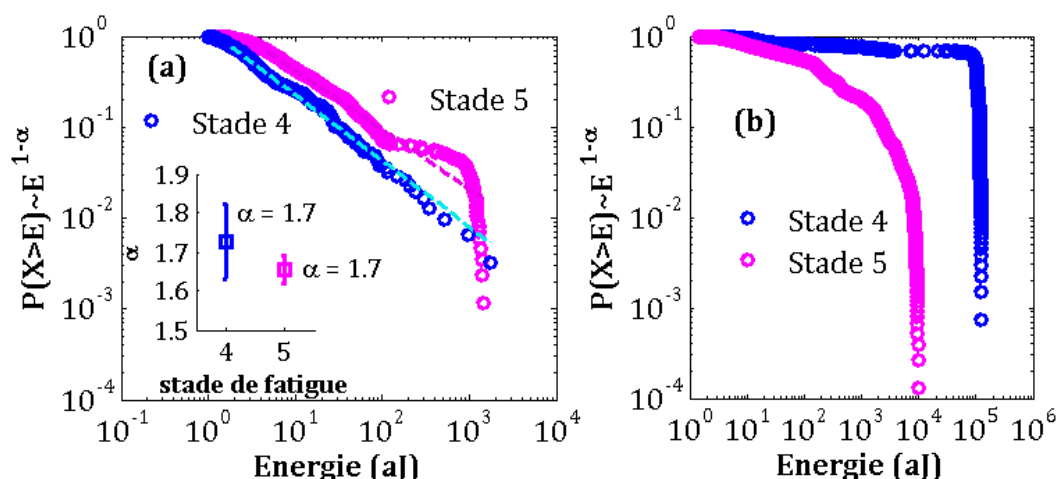


Figure 6.41. Distribution des énergies des hits dans chaque stade de fatigue (les deux ultimes stades) et exposants  $\alpha$  (déduits de la pente de la droite d'ajustement  $1-\alpha$ ), (a) essai MFC095N5, (b) essai MFC050N2

L'hypothèse d'une distribution des énergies en loi de puissance lors des deux derniers stades de fatigue pour l'essai MFC095N5 (Figure 6.41.a) semble raisonnable même si, lors du dernier stade, la queue de la distribution s'écarte de ce modèle. En revanche, nous ne pouvons pas en dire autant pour l'essai à  $\Delta\epsilon = 0,50\%$  dont la distribution des énergies est illustrée sur la Figure 6.41.b. En effet, pour l'essai MFC95N5, même si la distribution en loi de puissance des énergies des hits liés aux avalanches de dislocations a été vérifiée pour les trois premiers stades, celle des hits liés à l'endommagement au stade terminal de l'essai paraît moins évidente. Comment expliquer ces différences entre essais ?

Les exposants des distributions calculés pour l'essai MFC095N5 sont indiqués sur la Figure 6.41.a. La distribution des énergies au stade 4 est clairement en loi de puissance :

les données sont abondantes statistiquement et sont distribuées avec un minimum d'erreur autour d'une droite de pente  $p=1-\alpha$ . Le stade suivant (stade 5) présente une particularité : l'apparition de multiplets. De même, lors des deux derniers stades de l'essai MFC50N2, les multiplets ont également dominé l'activité acoustique discrète (environ 89,5% de l'EA discrète est sous forme de multiplets). D'un point de vue statistique, il semble évident que les distributions des énergies des hits des deux derniers stades de cet essai, illustrées sur la Figure 6.41, sont dominées par les énergies des hits des multiplets. La Figure 6.42.a qui les illustre, en est la preuve visuelle. Cette Figure représente la distribution des énergies des hits de chaque multiplet isolé sur la Figure 6.42.b (contrainte-temps). Par ailleurs, en considérant uniquement les hits des deux derniers stades ne faisant pas partie de multiplets, nous notons que leurs distributions d'énergie suivent des lois de puissance dont les exposants  $\alpha$  sont autour de 1,5 (Figure 6.43). Un exposant de 1,5 correspond aux résultats trouvés dans la littérature sur l'EA provenant de la microfracturation/endommagement [26]

En effet, la forte corrélation entre les FO formant un multiplet entraine forcément des énergies qui diffèrent très peu d'une salve à l'autre dans un même multiplet. Par conséquent, ces multiplets ont des tailles caractéristiques qui brisent l'invariance d'échelle. Le restant des hits qui n'ont pas été identifiés dans des multiplets sont eux associés à une invariance d'échelle en taille (et énergie), comme auparavant obtenu pour d'autres matériaux [26, 28, 36].

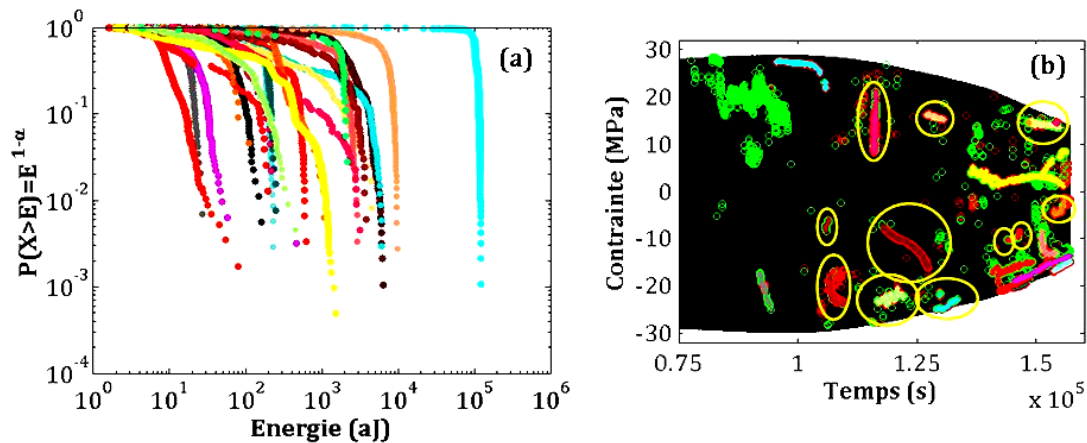


Figure 6.42. (a) Distribution des énergies de tous les multiplets identifiés dans l'essai MFC05N2, (b) les multiplets identifiés en fonction de leur contrainte et temps d'apparition (les moins visibles sont entourés de cercles jaunes), chaque multiplet est représenté en une couleur

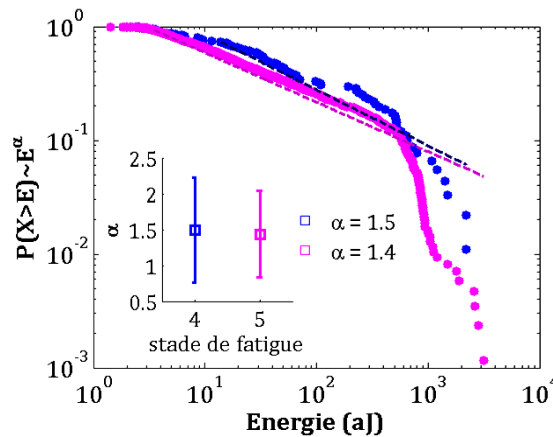


Figure 6.43. Distribution des énergies des hits des deux derniers stades qui n'ont pas été identifiés dans des multiplets pour l'essai MFC05N2

Il résulte des précédentes constatations que l'on peut catégoriser l'EA discrète émise par le matériau lors des stades d'endommagement des sollicitations cycliques en deux catégories. La première, toujours présente et invariante d'échelle, comprend les signaux acoustiques provenant de sources variables associées aux différents phénomènes de l'endommagement tels que la microfissuration, la nucléation ou la percolation de microfissures. La deuxième catégorie englobe des groupes de signaux associés à la même source qui se réactive à chaque cycle quasiment au même moment du cycle. Il s'agit de multiplets qui peuvent apparaître plus ou moins tardivement lors des stades ultimes de fatigue, stades qui sont exclusivement associés au fort endommagement du matériau. Ces multiplets ont une taille caractéristique et leur distribution ne peut suivre des lois de puissance.

## 7. Conclusions

Selon le stade de fatigue, l'EA discrète peut avoir une cause différente liée aux phénomènes mis en jeu au moment du chargement. En effet, pendant les trois premiers stades de fatigue, l'EA discrète est principalement liée à la plasticité intermittente du matériau. Il s'agit d'avalanches de dislocations induites lors du chargement cyclique qui émettent des salves plus ou moins énergétiques. Ces mouvements sont indépendants les uns des autres et présentent une invariance d'échelle. Pendant les derniers stades de fatigue étroitement liés à l'effondrement des propriétés mécaniques du matériau, l'EA discrète provient des phénomènes d'endommagement de la structure : microfissurations, propagation des fissures, etc. Elle est constituée de deux catégories différentes de signaux : nous distinguons d'une part des salves d'EA de formes d'onde très différentes, ce qui indique une multiplicité des sources, et distribuées en lois de puissance, et d'autre part des salves qui ont une taille caractéristique et des FO très similaires que l'on identifie comme des multiplets d'EA.

Les multiplets d'EA consistent en des groupes de salves d'EA qui ont les mêmes caractéristiques de FO et qui se reproduisent sur un certain nombre de cycles à une contrainte quasi-invariante d'un cycle à l'autre. Ces multiplets s'étendent sur quelques dizaines à quelques centaines de cycles. Ils apparaissent sans raison apparente et s'arrêtent de la même façon. Nous leurs attribuons comme sources la propagation de fissures ou les frottements entre aspérités au sein des faciès de fissure. Une microfissure peut commencer à croître d'un cycle à l'autre. Plusieurs sites dans l'échantillon testé peuvent induire chacun une microfissuration potentiellement susceptible de croître. Sous chargement cyclique, les BGP sont des sites préférentiels de germination de ces fissures. Ces microfissures peuvent continuer de croître jusqu'à former des macrofissures qui commenceront à se propager selon une direction préférentielle. Nos observations ont permis de mettre en évidence l'existence de plusieurs macrofissures visibles à la surface de l'échantillon. Toutefois, une fissure qui a commencé à se propager peut s'arrêter pour plusieurs raisons, en particulier dans un matériau très ductile comme l'aluminium pur. Par conséquent, une fissure qui avance d'un pas à chaque cycle va libérer une salve d'EA. Puisque l'avancement se fait dans des conditions qui varient peu d'un cycle à l'autre, la deuxième salve, émise au cycle suivant, sera similaire à celle qui la précède. De la même manière, à contrainte négative, les conditions de frottement local entre les aspérités dans les faciès d'une fissure évoluent peu d'un cycle au suivant, générant ainsi des multiplets. Le restant des hits détectés lors de l'endommagement du matériau est constitué de salves dissemblables. Même si la nature des sources est semblable (amorçage de microfissures, percolation de fissures, frottements, etc.), chaque source émet une salve dont la signature lui est propre

# **Conclusions et perspectives**

## ***Conclusions***

Un suivi des processus microstructuraux se produisant au cours de la fatigue oligocyclique en traction-compression uniaxiale de l'aluminium pur (99,95 %) a été assuré par la technique d'émission acoustique (EA). L'avantage de cette technique réside dans le suivi continu de l'évolution dynamique de la structure tout le long de l'essai. Deux modes de sollicitations cycliques ont été suivis : à déformation imposée et à force imposée. Des essais de traction et des observations par Microscope Electronique à Balayage sont venus compléter cette caractérisation.

Les essais à déformation imposée ont révélé cinq stades du comportement macroscopique du matériau au cours des sollicitations cycliques : écrouissage primaire, adoucissement primaire, écrouissage secondaire, adoucissement secondaire et rupture. Le premier stade est caractérisé par un fort et rapide écrouissage du matériau, la contrainte maximale du cycle augmente rapidement sur quelques cycles (moins de 1 % du nombre total de cycles). Le second stade connaît une diminution de la contrainte maximale sur un plus grand nombre de cycles (six à sept fois supérieur en nombre par rapport au premier stade). Lors du troisième stade (tiers de vie de l'échantillon), l'échantillon est écroui à nouveau, en revanche, la vitesse d'écrouissage est bien plus faible que celle atteinte lors du premier stade. Le stade d'adoucissement secondaire (quatrième stade) marque l'approche de la rupture finale rapidement atteinte à l'entrée du cinquième et dernier stade qui voit la chute brutale de la contrainte sous l'effet de la macro-fissuration. Les trois premiers stades mettent essentiellement en jeu des phénomènes microstructuraux liés à la plasticité du matériau tandis que des phénomènes relatifs à l'endommagement (micro

et macro-fissuration) dominent les deux derniers stades.

Les différents stades de la réponse macroscopique sont également clairement différenciés par l'activité acoustique. Nous distinguons deux types d'EA: l'EA discrète (définie au-dessus d'un seuil d'acquisition, se distinguant du bruit de fond) et l'EA continue (mesure de la puissance acoustique moyenne).

L'EA continue est principalement liée aux mouvements individuels et non corrélés des dislocations. Cette plasticité continue diminue au cours du stade de l'écroutissage primaire mais copie l'évolution de la réponse macroscopique de l'échantillon au cours des stades suivants. Ce comportement est alors lié aux structures de dislocations établies à travers les différents stades de fatigue. En effet, dès les premiers cycles appliqués, une structure irrégulière de dislocation s'installe et se renforce à travers les cycles rendant ainsi l'avancement des lignes de dislocations de plus en plus difficile. Ceci se traduit par une diminution de l'énergie maximale de l'EA continue par cycle durant ce premier stade (le maximum d'énergie correspond au maximum de contrainte dans le cycle). Des essais sur des échantillons traités thermiquement ont exhibé un comportement similaire avec une énergie bien plus importante au premier cycle du chargement. En effet, la relaxation des contraintes internes après le traitement thermique rend le mouvement des dislocations encore plus aisé au sein de l'échantillon. Un nombre plus important de dislocations est alors mis en mouvement dès le premier chargement et une plus grande énergie est ainsi libérée. Les quelques premiers cycles sont toutefois suffisants pour que l'énergie continue générée au cours des différents stades de fatigue reproduise l'évolution d'une énergie d'un échantillon non traité thermiquement. Lors du second stade de fatigue, l'adoucissement du matériau est expliqué par le réarrangement et l'affinement de la structure développée au premier stade. L'affinement de ces structures conduit alors à la diminution du libre parcours moyen d'une ligne de dislocation conduisant ainsi à la diminution de l'énergie continue libérée. Le troisième stade entraîne la mobilisation de systèmes supplémentaires de glissements, la structure s'affine d'avantage mais l'aire des cellules reste quasi-constante. Grâce à l'activation de plans supplémentaires de glissements, le nombre de dislocations mises en mouvement augmente et entraîne ainsi une très légère augmentation de l'énergie continue délivrée. Lors des quatrième et cinquième stades de fatigue, la diminution de la contrainte entraîne la diminution de l'EA continue. L'endommagement de la structure est prépondérant et s'associe à une augmentation de l'EA discrète.

En plus de l'EA de type continue, la plasticité au cours des trois premiers stades a également généré de l'EA de type discret. En revanche, cette EA est associée à un autre type de plasticité : la plasticité intermittente. Il s'agit d'une plasticité qui se manifeste à travers des mouvements collaboratifs : les avalanches de dislocations.

Ces avalanches de dislocations génèrent, en effet, des signaux acoustiques de tailles variables, distribuées en loi de puissance. La plasticité intermittente est alors invariante d'échelle tandis que la plasticité continue met en jeu des mouvements ayant une taille caractéristique. On peut alors interpréter ces signaux acoustiques comme la signature de réorganisations brutales, d'ampleur variable mais parfois très importante, de la sous-structure de dislocations établie. Cette dernière n'est donc pas totalement figée.

**Ceci constitue le premier résultat important de notre travail. Au cours du chargement cyclique de l'aluminium, deux types de plasticité coexistent : d'une part, une plasticité « classique » liée à la mise en place d'une sous-structure de dislocations associée à une taille caractéristique (cellules, ...) et à l'effet cumulatif de nombreux petits mouvements de dislocations au sein des unités microstructurales, décorrélés entre eux ; et d'autre part, une plasticité intermittente constituée de mouvements coopératifs, parfois de grande ampleur, sans échelle caractéristique, et réorganisant vraisemblablement en partie la microstructure. Ces deux types de plasticité ne sont donc pas contradictoires.**

Les signaux acoustiques enregistrés au cours des deux derniers stades de fatigue se catégorisent également en deux groupes : l'un est invariant d'échelle, l'autre présente une taille caractéristique. La première catégorie comprend des signaux acoustiques indépendants, apparaissant aléatoirement au cours des cycles. Ces signaux sont générés par des phénomènes de microfissuration au sein du volume de l'échantillon (nucléation, percolation...). Le second groupe, intervenant au dernier tiers du test, réunit des signaux acoustiques générés quasiment au même niveau de contrainte sur plusieurs cycles successifs et ayant une signature acoustique quasi identique. Nous nommons ces signaux multiplets en référence à la sismologie où un multiplet définit un groupe d'événements sismiques dont les formes d'ondes sont fortement semblables et sont possiblement l'expression de libération d'énergie sismique provenant d'une même source. Nous avons noté que les multiplets surviennent à contrainte positive ou négative selon la source mise en jeu. Les signaux acoustiques qui sont détectés à contrainte positive surviennent lorsque l'échantillon est en phase de traction ( $\sigma > 0$ ). Nous émettons l'hypothèse que ces signaux sont la signature de la propagation, cycle après cycle, d'une fissure de fatigue dont la trace peut être vue post-mortem avec les stries de fatigue sur une surface de fracture. Des multiplets sont également générés alors que l'échantillon est en compression et la plupart du temps également à  $\sigma > 0$  : nous les associons à des frottements entre les aspérités présentes de part et d'autre des lèvres de fissures. En outre, un multiplet est associé à la propagation d'une seule fissure mais plusieurs multiplets peuvent apparaître simultanément. Plusieurs multiplets, ayant chacun une signature acoustique propre, peuvent donc être l'indication de la création de plusieurs fissures



ou le signe de frottements à différents endroits/ différentes fissures dans le volume de l'échantillon testé.

**La mise en évidence de ces multiplets acoustiques constitue le second résultat important de notre travail. Il s'agit, à notre connaissance, d'une première dans le cas de sollicitations de fatigue des métaux. Ces multiplets d'EA, aux formes d'onde identiques, peuvent être considérés comme des signaux précurseurs à la fracture par fatigue, étant donné qu'ils apparaissent plusieurs centaines de cycles avant la rupture finale du matériau et qu'ils sont vraisemblablement la signature de la propagation de fissures de fatigue cycle après cycle.**

## ***Perspectives***

Ce travail a mis en évidence, au cours de la déformation monotone et cyclique de l'aluminium pur, un métal CFC, la coexistence de deux types de plasticité caractérisés par des dynamiques collectives radicalement différentes. A l'inverse, il semblerait que dans les matériaux HCP comme la glace, la plasticité intermittente par avalanches prédomine largement. Ce partitionnement entre plasticité « classique » et intermittente est évidemment fondamental pour les études futures de la plasticité cristalline : Quelle est son origine ? Quel est le rôle de la structure cristalline ? De la nature des interactions entre dislocations (longue distance vs courte distance) ? Du chargement cyclique ?

Pour tenter de répondre à ces questions, il semble indispensable d'étendre notre étude à d'autres matériaux ayant des structures cristallographiques semblables ou différentes, sous chargement cyclique ou monotone. En effet, dans les matériaux HCP, caractérisés par du glissement essentiellement basal, les interactions élastiques longue distance associées à un durcissement de type cinématique jouent un rôle primordial, ce qui favorise les effets coopératifs et la dynamique intermittente. Ceci est-il toujours vrai sous sollicitations cycliques ? A l'inverse, à quoi peut-on s'attendre pour des matériaux de type CC ? Quel rôle jouent les interactions courte distance, la formation de jonctions, etc, dans ce cas et celui des CFC ? La méthodologie développée au cours de ce travail, s'attachant à caractériser de manière précise l'EA tant discrète que continue, et leur part relative dans l'énergie acoustique totale, devrait permettre de répondre, au moins partiellement, à ces questions.

Le second challenge d'envergure concerne l'éventuelle utilisation des multiplets acoustiques comme signaux précurseurs de la rupture par fatigue. Afin de consolider nos conclusions concernant ces multiplets, nous suggérons d'effectuer des essais

de fissuration spécifiques suivis par l'EA. Ces essais pourraient être menés sur des éprouvettes entaillées de type CT par exemple, pour lesquelles la propagation d'une fissure de fatigue peut être « contrôlée » cycle après cycle. L'émission de multiplets acoustiques en provenance de la pointe de fissure serait une confirmation des mécanismes source envisagés. Egalement, élaborer des montages spécifiques pour tester les frottements entre les lèvres de fissure peut amener d'avantage d'explication concernant ce point particulier rencontré lors de notre étude. Ces deux suggestions peuvent mener à constituer une base de données sur le suivi par EA de propagation de fissures. Ceci permettrait le suivi non destructif de la fatigue car à l'aide de l'EA et d'une analyse en continu des signaux acoustiques détectés, une alerte pourrait être déclenchée dès qu'il y a détection de forts coefficients de corrélation entre formes d'onde.

Enfin, une observation de chargements monotones ou cycliques du même matériau suivie par l'EA et couplée à des observations en tomographie peut être envisagée dans le but de consolider et éclaircir certains aspects de la présente étude. En effet, la tomographie offre une visualisation de la dynamique des phénomènes induits lors de chargements. Qu'il s'agisse de mouvements de dislocation ou de l'avancée d'une fissure, le couplage entre ces deux techniques permettra de cerner plusieurs facettes des mécanismes voire même corréler l'avancée d'une fissure à sa signature acoustique.



## **Bibliographie**

- [1] Chicois J., Esnouf C., Fantozzi G., Vincent A., Fougères R., «Variations de l'énergie relative dissipée au cours de la fatigue d'un aluminium 5N,» *Journal de Physique*, pp. C9-777-784, 1983.
- [2] Fleischmann, P., "Etude par émission acoustique des propriétés dynamiques des dislocations," *Application à la déformation plastique de l'aluminium*, 1979.
- [3] Rouby D., Fleischmann P., Goutte R., Gobin P.F., *Emission acoustique et contrôle non destructif*, vol. 2, 1980.
- [4] Rouby, D., P. Fleischmann, and C. Duvergier, «Un modèle de source d'émission acoustique pour l'analyse de l'émission continue et de l'émission par salve : I. Analyse théorique,» *Philos. Mag.*, pp. 671-687, 1983.
- [5] Rabbe P., Lieurade H.P., Galtier A., «Essais de fatigue : Parite 1,» *Techniques de l'Ingénieur*, vol. M4170, 2000.
- [6] Pomey G., Lieurade H.P., «Essais de fatigues,» *Techniques de l'Ingénieur*, vol. M130, 1982.
- [7] Rabbe P., Lieurade H.P., Galtier A., «Essais de fatigue : Partie 2,» *Techniques de l'Ingénieur*, vol. M4171, 2000.
- [8] Bily M., , *Cyclic deformation and fatigue of metals*, E. S. Publishers, Éd., 1993.
- [9] Murry G., *Métallurgie de base, simple mais indispensable à l'usage des utilisateurs des métaux*, PYC Livres éd., Paris, 1998.
- [10] Bathias C., Pineau A., «Fatigue des matériaux et des structures 1: Introduction, endurance, amorçage et propagation des fissures, fatigue oligocyclique et gigacyclique,» *Hermes Science Publications ed. Mécanique et Ingénierie des Matériaux*, 2008.
- [11] El-Madhoun Y., Mohamed A., Bassim M.N., «Cyclic stress-strain response and dislocation structures in polycrystalline aluminum,» *Materials Science and Engineering*, pp. 220-227, 2003.
- [12] Videm M., Ryum N., «Cyclic deformation of [001] aluminium single crystals,» *Materials Science and Engineering*, vol. A219, pp. 1-10, 1996.
- [13] Videm M., Ryum N., «Cyclic deformation and fracture of pure aluminium polycrystals,» *Materials Science and Engineering*, vol. A219, pp. 11-20, 1996.
- [14] Mughrabi H., «Cyclic slip irreversibilities and the evolution of fatigue damage,» *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 40A, pp. 1257-1279, June 2009.
- [15] Mughrabi H., «The cyclic hardening and saturation behaviour of copper single crystals,» *Materials Science and Engineering*, vol. 33, pp. 207-223, 1978.
- [16] Basinski Z.S., Korbel A.S., Basinski S.J., «The temperature dependence of the saturation stress and dislocation substructure in fatigued copper single crystals,» *Acta Metallurgica*, vol. 28, pp. 191-207, 1980.
- [17] Kuhlmann-Wilsdorf D., Laird C., «Dislocation behaviour in fatigue II. Friction stress and back stress as inferred from an analysis of hysteresis loops,»

*Materials Science and Engineering*, vol. 37, pp. 111-120, 1979.

- [18] Finney J.M., Laird C., «Strain localization in cyclic deformation of copper single crystals,» *Philos. Mag A*, vol. 31, pp. 339-366, 1975.
- [19] Feltner C.E., «A debris mechanism of cyclic strain hardening for FCC metals,» *Philosophical Magazine A*, vol. 12, pp. 1229-1248, 1965.
- [20] Pratt J.E., «Dislocation substructure in nstrain-cycled copper as influenced by temperature,» *Acta Metallurgica*, vol. 15, pp. 319-327, 1967.
- [21] Vorren O., Ryum N. , «Cyclic deformation of al-single crystals at low constant plastic strain amplitudes,» *Acta Metallurgica*, vol. 35, n° %14, pp. 855-866, April 1987.
- [22] Vorren O., Ryum N. , «Cyclic deformation of Al single crystals: Effect of the crystallographic orientation,» *Acta Metallurgica*, vol. 36, n° %16, pp. 1443-1453, June 1988.
- [23] Chicois J., Fougères R., Guichon G., Hamel A., Vincent A., «Mobilté des dislocations lors de la sollicitation cylique de l'aluminium polycristallin,» *Acta Metall.*, vol. 34, pp. 2157-2170, 1986.
- [24] Omri M., Chicois J., Fougères R., Vincent A, «Variations de l'atténuation ultrasonore sous contrainte quasi-statique faible dans un aluminium 5N fatigué,» *Journal de Physique*, pp. C9-791-797, 1983.
- [25] Slimani A., Fleischmann P., Fougères R., «Etude par émission acoustique de la dynamique des dislocations pendant la déformation cyclique de polycristaux d'aluminium,» *Journal de Physique III, Applied physics, materials science, fluids, plasma and instrumentation A*, vol. 2, pp. 933-945, 1992.
- [26] Shaira M., Godin N., Guy P. ,Vanel L. , Courbon J., «Evaluation of the strain-induced martensitic transformation by acoustic emission monitoring in 304L austenitic stainless steel: Identification of the AE signature of the martensitic transformation and power-law statistics,» *Materials Science and Engineering*, pp. 392-399, 2008.
- [27] Dunand-Châtellet C. , Moumni Z. , "Experimental analysis of the fatigue of shape memory alloys through power-law statistics," *International Journal of Fatigue*, vol. 36, p. 163–170, 2012.
- [28] Vives, E., Ortin J., Manosa L., Rafols I., Perez-Magrane R., Planes A., «Distributions of avalanches in martensitic transformations,» *Physical Review Letters*, pp. 1694-1697, 1994.
- [29] Vives, E., Rafols I., Ortin J., Planes A., «Statistics of avalanches in martensitic transformations. I. Acoustic emission experiments,» *Physical Review B*, pp. 12644-12650, 1995.
- [30] Rouby D., *Emission acoustique*, INSA de Lyon, 1982.
- [31] Weiss J., Louchet F., «Seismology of plastic deformation,» *Scripta Materialia*, vol. 54, n° %15, pp. 747-751, March 2006.
- [32] Wevers, «Listening to the sound of materials: acoustic emission for the analysis of material behaviour,» *NDT&E International*, pp. 99-106, 1997.
- [33] Kieswetter, N., Schiller P., «The acoustic emission from moving dislocation in aluminium,» *Phys. Stat. Sol.*, p. 38, 1976.
- [34] Roget J., «Emission acoustique,» *Techniques de l'Ingénieur*, vol. M3200.

- [35] Malen K., Bolin L. , "A theoretical estimate of acoustic emission stress amplitudes," *Phys. Stat. Sol.*, pp. 637-645, 1974.
- [36] Richeton T., Weiss J. , and Louchet F., "Dislocation avalanches: Role of temperature, grain size and strain hardening," *Acta materialia*, pp. 4463-4471, 2005.
- [37] Dunegan H. L. and Green A. T., "Factors affecting acoustic emission response from materials," *Acoustic Emission, ASTM STP 505*, pp. 100-113, 1972.
- [38] Huguet S., *Application de classificateurs aux données d'EA : identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère*, Lyon, 2002.
- [39] Hsu S.Y.S., Ono K. , «Acoustic emission of plastic flow, in Pro,» *5th Int. Acoustic Emission*, pp. 569-576, 1980.
- [40] Ebener H., «Schallemission bei plastischer Verformung von Kupfer und Kupferlegierungen,» *Universität Dortmund*, 1982.
- [41] Scruby C., Wadley H.N.G., Sinclair J.E. , «The origin of acoustic emission during deformation of aluminium and aluminium magnesium alloy,» *Philos. Mag.*, pp. 249-274, 1981.
- [42] Schaarwachter, W., Ebener H. , «Acoustic emission: A probe into dislocation dynamics in plasticity Original Research Article,» *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 38, pp. 195-205, 1990.
- [43] Jax P., «Schallemission bei plastischer Verformung von metallen,» *Deutsche Gesellschaft für metallkunde*.
- [44] Viguier B., «Plasticité: rappels de base et aspects microscopiques,» *PlastOx, ©EDP Sciences (2009)*, n° %1DOI:10.1051/ptox/2009002, pp. 1-21, 2007.
- [45] Gillis P.P., «Dislocation mechanisms as possible sources of acoustic emission,» *Materials Research and Standards MTRS*, vol. 11, n° %13, p. 11, 1971.
- [46] Magnin T., Driver J., Lepinoux J., Kubin L.P., «Aspects microstructuraux de la déformation cyclique dans les métaux et alliages C.C. et C.F.C. I : Cosolidation cyclique,» *Revue de physique appliquée*, vol. 19, n° %17, pp. 467-482, Juillet 1984.
- [47] Bak P., Tang C., Wiesenfeld K., «Self-organized criticality,» *Phys. Rev. A*, vol. 1, n° %138, p. 364-374, 1988.
- [48] Clauset A, Shalizi C. R., Newman M.E.J., «Power-law distributions in empirical data,» *SIAM Review*, vol. 4, n° %151, pp. 661-703, 2009.
- [49] Richeton T., Dobron P., Chmelik F., Weiss J., Louchet F., «On the critical character of plasticity in metallic single crystal,» *Materials Science and Engineering*, pp. 190-195, 2006.
- [50] Miguel M.C., Vespignani A., Zapperi S., Weiss J., Grasso J.R., «Intermittent dislocation flow in viscoplastic deformation,» *Nature (London) A*, pp. 667-671, 2001.
- [51] Barralis, J., Maeder G. , «Précis de Métallurgie: Elaboration, Structures-Propriétés, Normalisation,» *NATHAN ed. Précis de Métallurgie*, 2005.
- [52] Chicois J., *Etude des mécanismes microscopiques de la déformation cyclique. Développement d'une nouvelle approche. Cas de l'aluminium*, Lyon, 1987.
- [53] Slimani, A., *Etude par émission acoustique de la déformation cyclique de*

*polycristaux d'aluminium 5N sollicités en traction-compression*, Lyon, 1986.

- [54] Lemaitre J., Chaboche J.L., *Mécanique des matériaux solides*, Paris: Dunod, 2004.
- [55] Weertman J., Weertman J.R., *Elementary dislocation theory*, Oxford University Press, 1992.
- [56] Chastel Y., , «Mécanismes physiques de la déformation».
- [57] Essmann U., Gösele U., Mughrabi H., «A model of extrusions and intrusions in fatigued metals: I. Point-defect production and growth of extrusions,» *Philosophical magazine A*, vol. 44, n° 12, pp. 405-426, 1981.
- [58] Kocks, U. F. , Brown T. J., «Latent hardening in aluminum,» *Acta Metallurgica*, vol. 14, n° 12, pp. 87-98, 1966.
- [59] Clavel M., Bompard P., *Endommagement et rupture des matériaux 1 : Généralité, matériaux métallique*, Hermès Science éd., Lavoisier, 2009.
- [60] Reid C.N., *Deformation Geometry for Materials Scientists*, Pergamon Press, Oxford, 1973.
- [61] Nielsen A., «Acoustic emission source based on pencil lead breaking,» *The Danish welding institute publication*, 1980.
- [62] Maillat E., *Identification des Mécanismes d'endommagement et prévision de la durée de vie des composites à matrice céramique par émission acoustique*, Lyon, 2012.
- [63] Moevus M., *Mécanismes d'endommagement, émission acoustique et durées de vie en fatigue statique du composites SiCf/[Si-B-C] aux températures intermédiaires (<800°C)*, Lyon, 2007.
- [64] Sibil A., *Comportement thermomécanique et endommagement de nouveaux réfractaires verriers à très haute teneur en zircone: investigation des mécanismes de fissuration par EBSD et émission acoustique*, Lyon, 2011.
- [65] Gillis P.P., Hamstad M.A., «Some fundamental aspects of the theory of acoustics emission,» *Mater. Sci. Eng.*, vol. 14, p. 103, 1974.
- [66] Fleischmann P., Lakestani F., Baboux J.C., Rouby D., «Analyse spectrale et énergétique d'une source ultrasonore en mouvement - Application à l'émission acoustique de l'aluminium soumis à déformation plastique,» *Materials Science and Engeneering*, pp. 205-212, 1977.
- [67] Fenici P., Kieswetter N., Schiller P., «Continuous acoustic emission from aluminium,» *Proceedings of the Third Meeting of the European Working Group on Acoustic Emission*, pp. 114-125, 1976.
- [68] Hatano H., Niwa N., Kishi T., Horiuchi R., «Fundamental research on stress wave emission,» *Translation from Hihanai Kensa*, vol. 21, p. 219, 1972.
- [69] Hamstad M., *The dependence of acoustic emission on strain and strain rate for a dispersion strengthened aluminium alloy*, 1976, pp. 574-578.
- [70] Weiss J., Grasso J.R., Prioul C., «Acoustic emission in single crystals of ice,» *J. Phys. Chem. B*, p. 7, 1997.
- [71] Weiss J., Miguel M.C., «Dislocation avalanche correlations,» *Materials Science and Engineering*, pp. 292-296, 2004.
- [72] Berkovits, A., Fang D. , «Study of fatigue crack characteristics by acoustic emission,» *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 401-416, 1995.

- [73] Roberts T.M., Talebzadeh M., «Acoustic emission monitoring of fatigue crack propagation,» *Journal of constructional steel research*, vol. 59, pp. 695-712, 2003.
- [74] Roberts T.M., Talebzadeh M., «Fatigue life prediction based on crack propagation and acoustic emission count rates,» *Journal of constructional steel research*, vol. 59, pp. 679-694, 2003.
- [75] Morton T.M., Harrington R.M., Bjeletich J.G., «Acoustic emission of fatigue crack growth,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 5, pp. 691-697, 1973.
- [76] Moriya H., Manthei G., Niitsuma H., Eisennlätter J., «Multiplet analysis for estimation of structures inside an AE cloud associated with compression test of a salt rock specimen,» *Journal of Acoustic Emission*, n° 124, pp. 196-204, 2006.
- [77] Cleveringa H.H.M., Van der Giessen E., Needleman A., «A discrete dislocation analysis of mode I crack growth,» *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 48, n° 16-7, pp. 1133-1157, 2000.
- [78] Herbig M., King A., Reischig P., Proudoun H., Lauridsen E. M., Marrow J., Buffière J-Y, Ludwig W., «3-D growth of short fatigue crack within a polycrystalline microstructure studied using combined diffraction and phase-contrast X-ray tomography,» *Acta. Materialia*, vol. 59, pp. 590-601, 2011.





THESE SOUTENUE DEVANT L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON

NOM : EL MAY née BEN RHOUMA

DATE de SOUTENANCE : 12/12/2013

Prénoms : Wafa

TITRE :

**Etude par émission acoustique de la plasticité et de l'endommagement de l'aluminium en fatigue oligocyclique**

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 2013 ISAL 0164

Ecole doctorale : Matériaux de Lyon

Spécialité : Science des Matériaux

RESUME :

Un suivi des processus microstructuraux prenant place au cours de la fatigue oligocyclique de l'aluminium pur est assuré par la technique d'émission acoustique (EA) par ces deux types : continu et discret. L'EA de type continu consiste au signal brut enregistré et moyenne à basse fréquence (10 Hz dans notre cas). Elle peut être assimilée à un bruit de fond variable lorsqu'elle résulte de l'effet cumulatif de très nombreuses sources, sans qu'il soit possible d'individualiser des salves. L'EA de type discret, dite également EA par salve, présente au contraire des signaux acoustiques plus énergétiques qu'il est possible d'individualiser par rapport au bruit de fond. Cette technique est intéressante car elle permet de suivre l'évolution dynamique de la structure tout le long de l'essai. Nous enregistrons deux types d'EA: l'EA discrète (définie au-dessus d'un seuil d'acquisition, se distinguant du bruit de fond) et l'EA continue (mesure de la puissance acoustique moyenne). Les différents stades du comportement macroscopique du matériau au cours des sollicitations cycliques sont clairement différenciés par l'activité acoustique. Nous distinguons cinq stades : écrouissage primaire, adoucissement primaire, écrouissage secondaire, adoucissement secondaire et rupture. Les trois premiers stades mettent en jeu des phénomènes microstructuraux liés à la plasticité du matériau tandis que des phénomènes relatifs à l'endommagement (micro et macro-fissuration) dominent les deux derniers stades. L'EA continue résulte de l'effet cumulatif de très nombreux mouvements de dislocations de faible amplitude et décorrélés entre eux. Cette plasticité continue diminue au cours du stade de l'écrouissage primaire mais copie l'évolution de la réponse macroscopique de l'échantillon au cours des stades suivants. Ce comportement est alors lié aux structures de dislocations établies à travers les différents stades de fatigue. En revanche, l'EA de type discret enregistrée lors des trois premiers stades est associée à un autre type de plasticité : la plasticité intermittente. Il s'agit d'une plasticité qui se manifeste à travers des mouvements coopératifs de grande ampleur, les avalanches de dislocations. Ces avalanches de dislocations génèrent, en effet, des signaux acoustiques de tailles variables, distribuées en loi de puissance. La plasticité intermittente est alors invariante d'échelle tandis que la plasticité continue met en jeu des mouvements ayant une taille caractéristique. Nous mettons ainsi en évidence la coexistence de ces deux types de plasticité, et donc leur compatibilité.

D'une manière semblable, les signaux acoustiques enregistrés au cours des deux derniers stades de fatigue se catégorisent en deux groupes : l'un est caractérisé par des invariances d'échelle, l'autre associé à une taille caractéristique. La première catégorie comprend des signaux acoustiques indépendants, apparaissant aléatoirement au cours des cycles. Ces signaux sont générés par des phénomènes de microfissuration au sein du volume de l'échantillon (nucléation, percolation...). Le second groupe, intervenant au dernier tiers du test, réunit des signaux acoustiques générés quasiment au même niveau de contrainte sur plusieurs cycles successifs et ayant une signature acoustique quasi identique. Nous nommons ces signaux multiplets en référence à la sismologie où un multiplet définit un groupe d'événements sismiques dont les formes d'ondes sont fortement semblables et sont possiblement l'expression d'une libération de contrainte provenant d'une même source. Nous émettons l'hypothèse que de tels multiplets d'EA sont la signature de la propagation, cycle après cycle, d'une fissure de fatigue dont la trace peut être vu post-mortem avec les stries de fatigue sur une surface de fracture, ou encore la signature de frottements entre les aspérités présentes de part et d'autre des lèvres de fissures.

MOTS-CLES : émission acoustique, fatigue oligocyclique, plasticité, endommagement, multiplets d'EA, avalanches de dislocations, invariance d'échelle, loi de puissance, aluminium

Laboratoire (s) de recherche : Matériaux, Ingénierie et Sciences (MATEIS, INSA de Lyon)

Directeurs de thèse: Jérôme WEISS, Stéphanie DESCHANEL

Président de jury : Andrei CONSTANTINESCU

Composition du jury : Frantisek CHMELIK, Daniel BONAMY, Thibaud RICHTON,  
Stéphanie DESCHANEL, Jérôme WEISS